



**FAKULTÄT ELEKTROTECHNIK UND  
INFORMATIONSTECHNIK**

Institut für Halbleiter- und Mikrosystemtechnik

# **Studienarbeit**

Thema: Elektromigrationsuntersuchungen an der Grenzfläche zwischen  
Kupferleitbahn und Kupferdiffusionsbarriere

Vorgelegt von: Tillmann Walther

Betreuer: Dipl.-Ing. Christoph Kubasch

Verantwortlicher Hochschullehrer: Prof. Dr. rer. nat. Johann Bartha

Tag der Einreichung:

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Stand der Forschung</b>	<b>2</b>
2.1	Migrationsarten . . . . .	2
2.2	Praktische Formulierung des Mechanismus der Elektromigration . . . . .	2
2.3	Transportpfade der Elektromigration . . . . .	3
2.4	Einflüsse auf die Elektromigration . . . . .	4
2.4.1	Übersicht . . . . .	4
2.4.2	Quereinfluss des mechanischen Stresses (Blech-Effekt) . . . . .	5
2.4.3	Quereinfluss durch thermisch induziertem Stress . . . . .	6
2.4.4	Materialwanderung aufgrund eines Temperaturgradienten . . . . .	8
2.4.5	Einfluss des Leiterbahnmaterials (Legierung) . . . . .	8
2.4.6	Einflüsse der Mikrostruktur . . . . .	8
2.4.7	Einflüsse der Passivierung der Leiterbahnen . . . . .	9
<b>3</b>	<b>Theoretische Untersuchungen</b>	<b>9</b>
3.1	Untersuchte Elektromigrationsteststrukturen . . . . .	9
3.1.1	NIST-Struktur . . . . .	9
3.1.2	Untersuchungen mithilfe der NIST-Struktur . . . . .	10
3.1.3	Schlitz-Struktur . . . . .	11
3.1.4	Bestimmung des Flächenwiderstandes $\bar{R}_F = \rho/A$ der Schlitz-Struktur .	12
3.1.5	Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit der Schlitz-Struktur . . . . .	13
3.1.6	Prinzipielles Vorgehen zur Bestimmung der Schlitzlängenänderungs- geschwindigkeit als Kriterium für Elektromigrationsbeständigkeit . .	14
3.1.7	Blech-Struktur . . . . .	15
3.1.8	Untersuchungen mithilfe der Blechstruktur . . . . .	16
3.2	Vergleich der untersuchten Elektromigrationsteststrukturen . . . . .	16
<b>4</b>	<b>Experimentelle Untersuchungen</b>	<b>17</b>
4.1	Beschreibung des Versuchsaufbaus . . . . .	17
4.2	Evaluation der Messvoraussetzungen . . . . .	18
4.2.1	Temperaturbeständigkeit der Messanordnungen . . . . .	18
4.2.2	Oxidationsbeständigkeit der Schlitz- & Blechstruktur . . . . .	19
4.2.3	Vernachlässigung Kupfer- und Leitungswiderstände . . . . .	21

4.2.4	Untersuchungen bei verschiedenen Stromdichten (Schlitzstruktur) . .	22
4.2.5	Evaluation der günstigsten Schlitzlänge für Klassifikationstests . . . .	24
4.3	Untersuchungen an der NIST-Struktur . . . . .	26
4.3.1	Ergebnisse . . . . .	26
4.3.2	Probleme beim Versuchsaufbau und mögliche Lösungen . . . . .	27
4.4	Untersuchungen an der Schlitz-Struktur . . . . .	28
4.4.1	Bestimmung des Flächenwiderstands $\bar{R}_F$ . . . . .	28
4.4.2	Bestimmung der Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit . . . . .	28
4.4.3	Optische Probenauswertung mittels TEM und FIB-Schnitt . . . . .	30
4.4.4	Vergleich von Ta mit Ru und $\text{Ru}_{0,95}\text{Mn}_{0,05}$ . . . . .	31
4.4.5	Probleme beim Messaufbau und mögliche Lösungen . . . . .	31
4.5	Untersuchungen an der Blechstruktur . . . . .	33
4.5.1	Untersuchungen bei verschiedenen Stromdichten . . . . .	33
4.5.2	Untersuchung bei verschiedenen Temperaturen . . . . .	35
4.5.3	Probleme bei den Messungen und mögliche Lösungen . . . . .	36
<b>5</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>37</b>
<b>6</b>	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>38</b>

# Abbildungsverzeichnis

1	Einfluss Skalierung auf Geschwindigkeit . . . . .	1
2	Transportmechanismus der Elektromigration . . . . .	2
3	Blechstruktur mit eingezeichneter Materialverkürzung . . . . .	5
4	Veranschaulichung des Blecheffekts; EM und Stressmigration gleichen sich aus	6
5	schematisch verdeutlichter Einfluss der thermisch induzierten Spannung auf die Elektromigration; es kommt bei größerem tensilen thermisch induzierten Stress eher zur void Bildung als bei Kleinerem . . . . .	7
6	Layout der NIST-Struktur für Elektromigrationstests bei Strukturbreiten von 2 & 4 $\mu\text{m}$ . . . . .	10
7	Darstellung der Schlitzstruktur schematisch und als Mikroskopaufnahme (Drauf- sicht) . . . . .	11
8	Stromdichteverlauf $ \vec{J} $ durch den Querschnitt der TLM-Struktur; Die Simula- tion und Erstellung der Grafiken wurde durchgeführt mithilfe von Current2009, University of Kassel, Prof. Dr. Rene Matzdorf, Version 2.12 . . . . .	12
9	Der Barrierenkanal verlängert sich durch fortgesetzte void-Bildung . . . . .	13
10	REM-Aufnahme der für die Tests verwendete Blech-Struktur . . . . .	15
11	Für die Messungen verwendeter Versuchsaufbau . . . . .	18
12	FIB-Schnitt der Schlitzstruktur ( $\alpha$ -Ta auf TaN) einer ungestressten und einer mit 500 mA bei 230 °C 2 h lang gestressten 5 $\mu\text{m}$ Probe; Abbildungsaufnah- men hergestellt im CCA (Center for Complex Analysis, Abteilung MALab, Auftraggeber: Engelmann, Hans-Jürgen) . . . . .	20
13	Schlitzwiderstände bei verschiedenen Temperaturen und Schlitzlängen . . . . .	21
14	Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeiten $v_d$ bei verschiedenen Strömen $I$ von 300–600 mA und Temperaturen $T = 175, 200, 225^\circ\text{C}$ ; Bei gleicher Tempera- tur wurde jeweils an derselben Probe gemessen; Als Barrierenmaterial wurde $\alpha$ -Ta/TaN verwendet . . . . .	23
15	Einfluss der Kanallänge auf die Messergebnisse; dargestellt sind gemessener Widerstand minus Basiswiderstand . . . . .	25
16	Anstiege $\Delta R/\Delta t$ aus dem Widerstands-Zeit-Diagramm im rein von der Elektro- migration beeinflussten linearen Abschnitt logarithmisch aufgetragen . . . . .	26
17	Mikroskopaufnahmenvergleich einer 1 $\mu\text{m}$ NIST-Struktur vor und nach einer Stressung bei $T = 300^\circ\text{C}$ und $I = 190\text{mA}$ . . . . .	27

18	<i>R-t</i> -Kurvenverläufe von 7 Messungen bei der $\alpha$ -Ta / TaN-Barriere; zum besseren Vergleich wurde der geringste gemessene Widerstand jeweils abgezogen; Messungen erfolgten bei $T = 200^\circ\text{C}$ . . . . .	29
19	FIB-Schnitt der Schlitzstruktur ( $\alpha$ -Ta auf TaN) einer ungestressten und einer mit 500 mA bei $230^\circ\text{C}$ 2 h lang gestressten $5\text{ }\mu\text{m}$ Probe; Abbildungsaufnahmen hergestellt im CCA (Center for Complex Analysis, Abteilung MALab, Auftraggeber: Engelmann, Hans-Jürgen) . . . . .	30
20	Mikroskopansicht von Delaminationen von $\text{SiO}_2$ auf $\text{Ru}_{0,97}\text{Mn}_{0,03}$ (Abbildung 20a) und Ru (Abbildung 20b & Abbildung 20c) . . . . .	32
21	Widerstands-Zeit-Verlauf bei Blechstrukturtests auf den niedrigsten Widerstand normiert . . . . .	34
22	Anstiege $\Delta R/\Delta t$ bei verschiedenen Strömen nach einer $3/4\text{h}$ . . . . .	35
23	Anstiege $\Delta R/\Delta t$ bei verschiedenen Temperaturen zu Beginn und nach einer $3/4\text{h}$ . . . . .	36

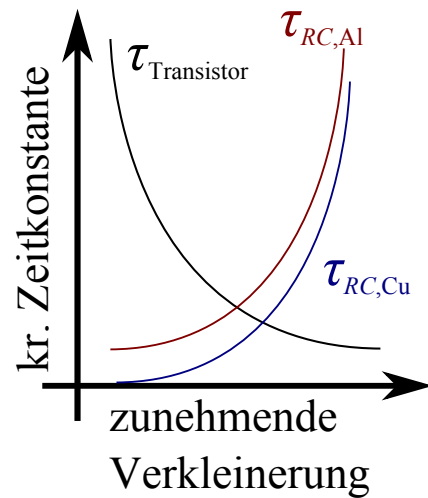
## Tabellenverzeichnis

1	Transportmechanismen der Elektromigration und deren Aktivierungsenergien	4
2	Materialienvergleich bezüglich Elektromigrationsbeständigkeit als Grenzfläche zu Kupfer . . . . .	9
3	Temperaturbeständigkeitstests der Strukturen . . . . .	19
4	Erggebnisse der Elektromigrationstest an den NIST-Strukturen . . . . .	27
5	gemessene mittlere Flächenwiderstände $\bar{R}_F$ bei $T = 200^\circ\text{C}$ und Standardabweichungen $\sigma$ (10 Messungen) mit Angabe der Abweichungen nach Student-t-Verteilung bei einem Vertrauensintervall von 95 % <i>UG</i> (Ungenauigkeit) bei der $\alpha$ -Ta-Barriere; ansonsten sind Einzelmessungen angegeben . . . . .	28
6	Messwerte an Ru Proben . . . . .	30

Sofern nicht ausdrücklich gekennzeichnet, wurden die Tabellen & Abbildungen vom Verfasser erstellt.

# 1 Einleitung

Um integrierte elektrische Schaltungen (ICs) immer leistungsfähiger und kostengünstiger (aufgrund der kleineren Chipfläche) gestalten zu können, verkleinert man Abmessungen immer weiter. Dabei wird das Schaltverhalten der verkleinerten aktiven Bauelemente schneller. Die für die passiven Verbindungsleitungen geschwindigkeitsbestimmenden Zeitkonstanten  $\tau_{RC} = RC$  werden dabei allerdings größer [Boh95]. Um beispielsweise im High-End Bereich höhere Taktgeschwindigkeiten realisieren zu können, ist es notwendig den elektrischen Widerstand und damit  $\tau_{RC}$  zu verringern. Dies ist möglich indem man als Metallisierungsmaterial statt Aluminium Kupfer verwendet (siehe Abbildung 1). Weitere Vorteile von Kupfer gegenüber Aluminium als Metallisierung liegen in der Möglichkeit der Abscheidung über die Damascene-Technologie, sowie der höheren Elektromigrationsbeständigkeit (siehe Tabelle 1) [BCRH06].



**Abbildung 1:** Einfluss Skalierung auf Geschwindigkeit

Empirisch wurde gefunden, dass die Ausfallrate aufgrund von Elektromigration während der Skalierung mit hohen Potenzen zunimmt [WE84]. Dies macht den Aspekt der Elektromigration zur Zuverlässigkeitserhöhung mit abnehmenden Strukturabmessungen immer interessanter. Beim Abscheiden von Kupfer ist es notwendig während der Herstellung im Back-End of Line Prozess Haftvermittler beziehungsweise Diffusionsbarrieren zwischen Dielektrikum und dem Kupfer aufzubringen. Eines der größten Langzeitzuverlässigkeitsprobleme von ICs besteht in der Wanderung von Leitungsmaterial aufgrund von Elektromigration [Llo99a]. Kommt es zur Bildung von Löchern (voids) innerhalb eines Leiterzuges oder eines Vias verringert sich der stromführende Querschnitt und die Stromdichte nimmt zu. Da die Elektromigration von der Stromdichte abhängig ist (Abschnitt 2.2), steigt in diesem Bereich die Elektromigration bis es zu einem Komplettausfall kommt. Dass führt wiederum zu einer eingeschränkten Funktion bis hin zum Ausfall des ICs.

Diese Arbeit beschäftigt sich mit der Elektromigrationsbeständigkeit der Grenzfläche zwischen Kupfer und Kupferdiffusionsbarrieren, da diese besonders elektromigrationsgefährdet sind. Aufgrund von guten Eigenschaften als Kupferdiffusionsbarriere und guter elektrischer

Leitfähigkeit könnte sich Ruthenium und Ruthenium basierte Legierungen als Kupferdiffusionsbarriere eignen [CAP03] und ist daher Gegenstand dieser Arbeit.

## 2 Stand der Forschung

### 2.1 Migrationsarten

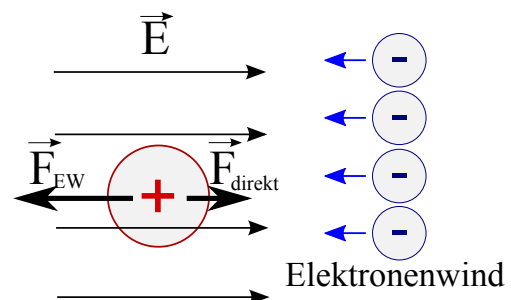
Migration im hier behandelnden Sinne bezeichnet die räumliche Wanderung eines Materials. Grundsätzlich gibt es vier Arten von Migration [LJ02]:

- Die elektrochemische Migration aufgrund von Feuchte im Material [STWS95],
- wärmeaktivierte Migration aufgrund eines Temperaturgradienten,
- von unterschiedlichen mechanischen Spannungen (Stressgradient) hervorgehobene Migration (Stressmigration) sowie
- von Elektronenstrom abhängige Ionenwanderung z. B. in ICs (Elektromigration)

Diese Arbeit befasst sich mit der Elektromigration auf die mechanisch (Abschnitt 2.4.2) und thermisch induzierter Stress (Abschnitt 2.4.3) einen erheblichen Einfluss haben können.

### 2.2 Praktische Formulierung des Mechanismus der Elektromigration

Mit vereinfachter Betrachtungsweise lässt sich die Kraft  $\vec{F}_{\text{Ion}}$  auf die Ionen im elektrischen Feld in zwei Anteile zerlegen. Ein Kraftanteil  $\vec{F}_{\text{direkt}}$  entsteht aufgrund von elektrostatischen Coulombkräften auf den positiv geladenen Atomkern im  $\vec{E}$ -Feld, ein zweiter Kraftanteil  $\vec{F}_{\text{EW}}$  resultiert aus Impulsübertragungen des „Elektronenwindes“ auf die Atome in entgegengesetzter Richtung (siehe Abbildung 2).



**Abbildung 2:** Transportmechanismus der Elektromigration

$$\vec{F}_{\text{Ion}} = \vec{F}_{\text{direkt}} + \vec{F}_{\text{EW}} \quad (1)$$

Aufgrund von quantenmechanischen Abschirmungseffekten der inneren Elektronen kommt es zu Abschirmungseffekten der inneren Ladung. Somit ist die direkte Kraftwirkung des makroskopischen  $\vec{E}$ -Feldes kleiner, als man dies bei entsprechender Ionenladung erwarten würde [Sor85]. Daraus resultiert eine Kraft in Elektronenrichtung, welche begünstigt durch Kristallfehler zu Materialtransport führen kann [Llo99a].

$$\vec{F}_{\text{Ion}} = e \cdot Z^* \cdot \vec{E} = e \cdot Z^* \cdot \rho \cdot \vec{J} \quad (2)$$

Hierbei bezeichnet  $e$  die elektrische Ladung,  $Z^*$  die effektive Wertigkeit,  $\rho$  den spezifischen elektrischen Widerstand des wandernden Metalls und  $\vec{J}$  die elektrische Stromdichte. Überträgt man diesen Kräftezusammenhang auf einen resultierenden Massefluss eines aufgrund von Elektromigration wandernden Materials  $J_{\text{Metall}}$  und benutzt die NERNST-EINSTEIN-Beziehung für die Beweglichkeit der Kationen  $\mu$

$$\mu = \frac{q \cdot D}{k_B T} \quad (3)$$

mit  $q$  der Ladung der Kationen,  $D$  der Diffusionskonstanten,  $k_B$  der Boltzmann-Konstante und  $T$  der absoluten Temperatur, so erhält man

$$J_{\text{Metall}} = \frac{DC}{k_B T} \cdot Z^* e \rho J \quad (4)$$

wobei  $C$  die Konzentration des wandernden Materials darstellt.

## 2.3 Transportpfade der Elektromigration

Es gibt vier verschiedene Transportpfade für Material durch Elektromigration [SNCF91]. Je höher die angegebenen Aktivierungsenergien  $E_a$  sind, umso unwahrscheinlicher ist der jeweilige Elektromigrationsprozess. [Llo99a]. Die verschiedenen Transportpfade sind in Tabelle 1 dargestellt.

Bei Cu spielt die Elektromigration durch das Gitter eine untergeordnete Rolle, den größten Anteil an der Elektromigration besitzt die Grenzflächen- bzw. Oberflächendiffusion. Daher spielt die Wahl des Grenzflächenmaterials zu Cu, sowie die Abscheideverfahren eine besondere Rolle um Elektromigration zu vermeiden.



**Tabelle 1:** Transportmechanismen der Elektromigration und deren Aktivierungsenergien

Transportpfad	$E_{a,Cu}$	$E_{a,Al}$	$E_{a,Al/Cu}$
Entlang freier Oberflächen	0,82–0,92 eV [HGLH03]		
Durch das Gitter	2,3 eV	1,2 eV	1,4 eV
Entlang von Korngrenzen	1,2 eV	0,4–0,5 eV	0,6–0,7 eV
Entlang heterogener Grenzflächen	0,7–1,0 eV	0,8–1,0 eV	–

Die Elektromigrationsbeständigkeit ist linear abhängig von der Adhäsion der Grenzschicht [LLL03]. Je größer die Haftung, umso größer ist auch die Elektromigrationsbeständigkeit von Cu, vorausgesetzt es oxidiert nicht.

## 2.4 Einflüsse auf die Elektromigration

### 2.4.1 Übersicht

Folgende Einflüsse spielen bei der Elektromigration eine Rolle:

- aufgrund der Elektromigration vorkommender mechanischer Stress (Abschnitt 2.4.2)
- thermisch induzierter elektrischer Stress (Abschnitt 2.4.3)
- das Leiterbahnmaterial beziehungsweise die verwendete Legierung, sowie die Stoffreinheit bzw. Verunreinigungen im Leitermaterial (Abschnitt 2.4.5)
- die Mikrostruktur des Materials, die kristallografische Orientierung der Körner (Abschnitt 2.4.6)
- Eigenschaften der Passivierung (zum Beispiel Oxidschicht oder Nichtmetall auf Metall) bzw. die Eigenschaften zu benachbarten Grenzflächen (Abschnitt 2.4.7)
- Feuchte (aufgrund der dann möglichen elektrochemischen Migration [STWS95])
- Temperatur und Stromdichte (Abschnitt 2.2) haben direkten Einfluss auf Gleichung 7; die Diffusivität  $D$  steigt exponentiell mit der Temperatur an. Zusätzlich führt eine erhöhte Stromdichte zu Joulescher Wärmeentwicklung und einem Temperaturgradienten. Über den somit thermisch induzierten Stress gibt es einen Einfluss auf die Elektromigration gemäß Abschnitt 2.4.3. Ein Temperaturgradient bewirkt zusätzlich eine Materialwanderung (Abschnitt 2.4.4).

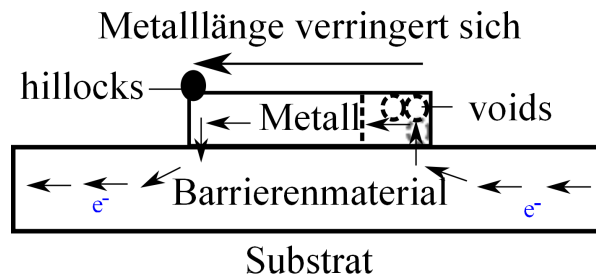
- Der Reservoir-Effekt: Ein Cu-Reservoir am Ende eines vias erhöht die Elektromigrationsbeständigkeit [SVT<sup>+</sup>05]

#### 2.4.2 Quereinfluss des mechanischen Stresses (Blech-Effekt)

1969 entwickelte Black eine empirische Formel zur Ermittlung der mittleren Ausfallzeit  $t_{50}$  (MTTF) von metallischen Leiterbahnen [Bla69].

$$t_{50} = A \cdot J^{-n} \exp\left(\frac{E_A}{k_B \cdot T}\right) \quad (5)$$

Bei dieser Gleichung bezeichnen  $A$  und  $n$  Anpassungsparameter,  $k_B$  die Boltzmann-Konstante,  $T$  die Temperatur sowie  $E_A$  die Aktivierungsenergie des Fehlermechanismus. In Blacks Originalveröffentlichung betrug  $n = 2$ , in nachfolgenden Forschungen variiert  $n$  zwischen 1 und 2 ([Llo99a]). Dieser Exponent steht im Widerspruch zu Gleichung 4.



**Abbildung 3:** Blechstruktur mit eingezeichneter Materialverkürzung

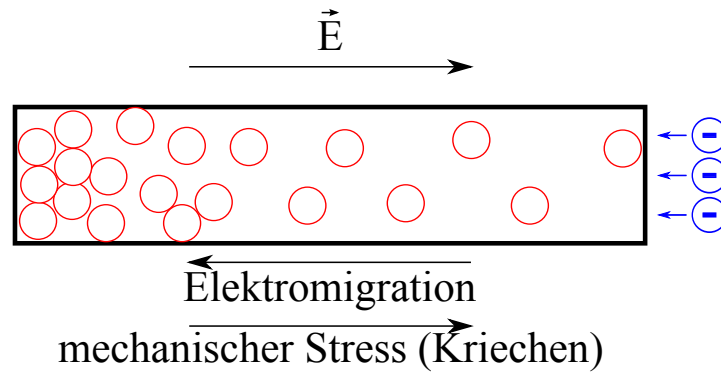
Blech benutzte für Elektromigrationstests die in Abbildung 3 dargestellte Teststruktur. Er fand heraus, dass diese Struktur je nach verwendeter Stromdichte  $J$  eine bestimmte laterale Länge (Blechlänge  $l_B$ ) einstellt, welche sich nicht weiter verkleinert. Das Blechprodukt

$$A_{\text{Blech}} = J \cdot l_B \quad (6)$$

ist für jedes Metall eine charakteristische Größe und liegt bei Kupfer im Bereich von  $2000 \text{ A/cm}$  [Llo99b].

Wandert Material durch Elektromigration von einem Ort zu einem Anderen, so entsteht an der Kathode aufgrund des Fehlens von Material tensiler Stress und eine höhere Fehlstellendichte. An der Anode hingegen lagert sich Material an und es kommt zu kompressivem Stress. Durch diesen Blech-Effekt entsteht ein Stressgradient. Die bei der Materialwanderung sich bildenden Löcher werden voids genannt. Im Bereich des kompressiven Stresses kann es durch erhöhte

Materialwanderung zu Materialausfällungen (Hillocks) führen (siehe Abbildung 3) [Ble76, Ble77, Llo99b].



**Abbildung 4:** Veranschaulichung des Blecheffekts; EM und Stressmigration gleichen sich aus

Dieser Stressgradient bewirkt eine mechanische Materialwanderung (Kriechen) entgegengesetzt zur Elektromigrationsrichtung. Dieser Effekt ist schematisch in Abbildung 4 dargestellt und kann in Kombination mit der klassischen Elektromigration (Gleichung 4) mathematisch wie folgt beschrieben werden [Llo99b]:

$$J_{\text{Metall}} = \frac{DC}{k_B T} \cdot \left( Z^* e \rho J - \Omega \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial x} \right) \quad (7)$$

Hierbei bezeichnet  $\Omega$  das Aktivierungsvolumen,  $x$  den Ort und  $\sigma$  die hydrostatische Komponente des Stresses. Eine praktische Anwendung könnte dieser Effekt beim Design von Schaltkreisen haben, da durch ihn bei kleinen Strukturen höhere Stromdichten erlaubt werden können.

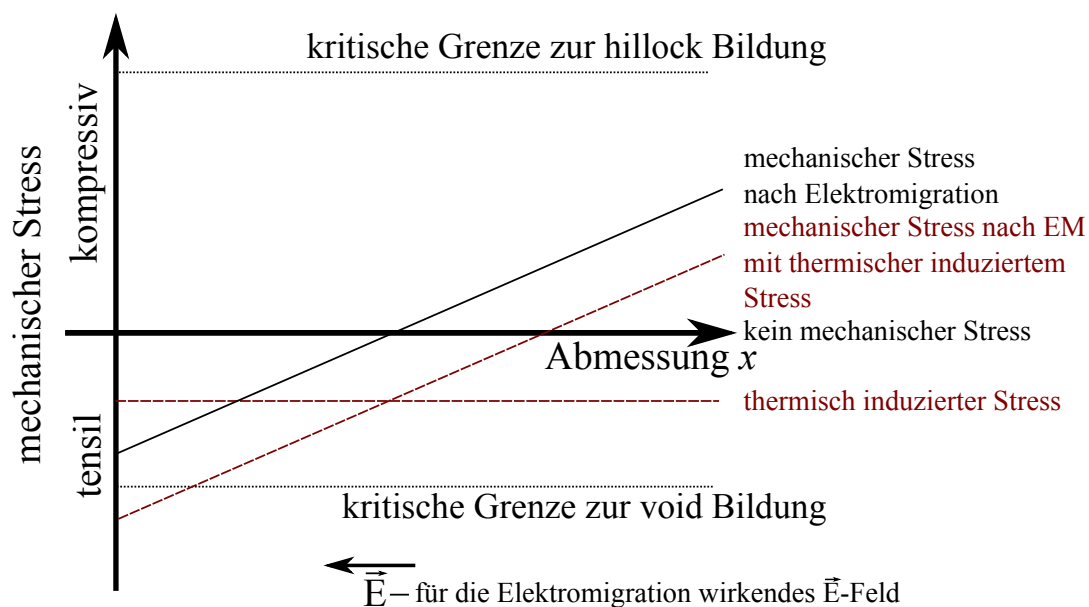
### 2.4.3 Quereinfluss durch thermisch induziertem Stress

Eine weitere Variante der Löcherbildung (voids) im Kupfer, abgesehen von der Elektromigration, ist durch das sogenannte „stress voiding“ gegeben [SKK<sup>+</sup>01]. Der Grund dafür liegt im unterschiedlichen thermischen Ausdehnungsverhalten von Kupfer und den umliegenden Materialien. Wird beispielsweise während der Herstellung die Struktur einem erhöhten thermischen Budget ausgesetzt (z. B. bei CVD oder PECVD Abscheidung der Dielektrika), führt der Unterschied der Ausdehnungskoeffizienten  $\Delta\alpha$  zu thermisch induziertem Stress. Da der thermische Ausdehnungskoeffizient von Kupfer  $\alpha_{\text{Cu}}=16,5 \text{ ppm/K}$  größer ist als der Ausdehnungs-

koeffizient der umliegenden Materialien (zum Beispiel Siliziumdioxid mit  $\alpha_{\text{Si}} \approx 0,6 \text{ ppm/K}$ ) kommt es zu tensiler Stressbildung. Diese kann bis zur void-Bildung führen.

Da die Elektromigration ebenfalls zur void-Bildung führen kann liegt ein Zusammenhang zwischen ihr und dem „stress voiding“ auf der Hand. Experimente zeigen, dass sich die Elektromigrationslebensdauer mit zunehmenden thermisch induziertem Stress verringert [KBB<sup>+</sup>93].

Wenn eine kritische Fehlstellendichte im Material überschritten wird, kommt es zur void-Bildung. Bestehender tensiler Stress bevor Elektromigration einsetzt erhöht die Grundrate von Fehlstellen. Setzt nun Materialwanderung durch Elektromigration ein, so muss weniger Material transportiert werden, bis es zur void Bildung und schließlich zum Ausfall kommt. Dies ist schematisch in Abbildung 5 veranschaulicht.



**Abbildung 5:** schematisch verdeutlichter Einfluss der thermisch induzierten Spannung auf die Elektromigration; es kommt bei größerem tensilen thermisch induziertem Stress eher zur void Bildung als bei Kleinerem

Quelle: Eigene Darstellung in Anlehnung an [Llo99b]

Außerdem verringert sich die resultierende Blechlänge aus Gleichung 6, sodass die minimale Strukturlänge abnimmt, bei welcher keine Ausfälle mehr auftreten können [Llo99b].

Experimentell wurde festgestellt, dass die Wahrscheinlichkeit zur void-Bildung größer ist, als die der hillock-Bildung. Dies ist in den unsymmetrischen Grenzwerten aus Abbildung 5 verdeutlicht [Kim06].

#### 2.4.4 Materialwanderung aufgrund eines Temperaturgradienten

Existiert innerhalb des Kupfers ein Temperaturgradient  $\Delta T$ , so ist dies die Ursache eines weiteren nicht vernachlässigbaren Materialwanderungseffekt. Dieser tritt vor allem an Stellen mit hoher Stromdichte auf (z. B. an Ecken). Die lokal hohe Stromdichte führt zu einer lokalen Jouleschen Erwärmung und damit zu einem Temperaturgradienten. Der Effekt kann mathematisch wie folgt beschrieben werden [TR06]:

$$\vec{J}_{\text{th}} = \frac{NQ^*}{k_B T^2} \cdot e^{\frac{E_A}{k_B T}} \cdot \nabla T \quad (8)$$

, wobei  $N$  die Atomdichte,  $Q^*$  den Wärmetransportkoeffizienten,  $k_B$  die Boltzmannkonstante,  $E_A$  die Aktivierungsenergie und  $T$  die Temperatur beschreibt.

#### 2.4.5 Einfluss des Leiterbahnmaterials (Legierung)

Verschiedene Studien haben gezeigt, dass die Elektromigrationsbeständigkeit mit der Verwendung einer Kupferlegierung erhöht werden kann [BCRH06]. So betragen die Aktivierungsenergien beispielsweise nach [LHT95] für Cu, CuSn<sub>0,5wt%</sub>, CuSn<sub>1wt%</sub> und CuSn<sub>2wt%</sub> 0,73, 0,95, 1,25 und 1,14 eV oder nach [YT07] für CuAl bei 1,2 bis 1,5 eV. Als Nachteil steht dem entgegen, dass sich die elektrische Leitfähigkeit der Legierungen gegenüber reinem Kupfer verringert [BCRH06].

#### 2.4.6 Einflüsse der Mikrostruktur

Bei sehr kleinen Linienweiten eines Metalls entsteht eine Struktur bei der das Auftreten von Kreuzungspunkten dreier Korngrenzen (Triple-Points) vermindert wird. Damit besitzt die Struktur kaum Korngrenzen parallel zur Stromflussrichtung. Aufgrund ihres Aussehens wird diese Struktur Bambusstruktur genannt. Während dieser Effekt bei Aluminium eine deutliche Erhöhung der Elektromigrationsbeständigkeit mit sich bringt, ist dies bei Kupfer nicht der Fall. Dies hat seine Ursache in dem bei Kupfer dominierenden Oberflächen- bzw. Grenzflächenmigrationsmechanismus.

Dem gegenübergestellt hat die Kristallausrichtung der Kupfer-Oberflächen einen Einfluss auf die Elektromigration. Es wurde entdeckt, dass  $\{1\ 1\ 1\}$ -Oberflächen eine größere Elektromigrationsbeständigkeit aufweist als  $\{1\ 0\ 0\}$ - oder  $\{1\ 1\ 0\}$ -Oberflächen [PHF<sup>+</sup>00].

### 2.4.7 Einflüsse der Passivierung der Leiterbahnen

Da die Oberflächen - beziehungsweise die Grenzflächenelektromigration eine erhebliche Rolle bei der Zuverlässigkeit von Kupferleiterbahnen besitzt, wird der Einfluss von verschiedenen Grenzflächenmaterialien untersucht. In Tabelle 2 sind qualitative Bewertungen von Grenzflächen dargestellt.

**Tabelle 2:** Materialienvergleich bezüglich Elektromigrationsbeständigkeit als Grenzfläche zu Kupfer

relative Migrationsbeständigkeit	gut		mittel			schlecht	
nach [PHF <sup>+</sup> 00]	TaN	Ta					
nach [HGLH03]	Ta/TaN	SiC <sub>x</sub> H <sub>y</sub> N <sub>z</sub> & SiN <sub>x</sub>				unpassiviert	
nach [LLL03]	CoWP	BLoK <sup>TM</sup>	SiN	SiC			
nach [HNW03]	TaN	Ti	TiN				
nach [Kim06]	unpassiviert	CoWP	TaN	Ta	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	SiO <sub>2</sub>	
nach [Kim06]	Cr	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>					
nach [ZZI <sup>+</sup> 10]	CoWP	SiCN					

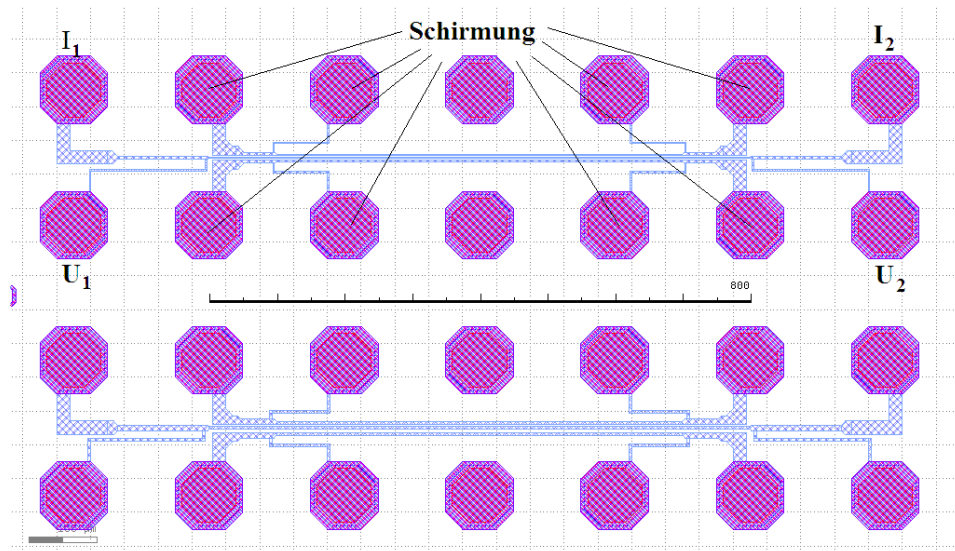
Auffällig ist dabei der Unterschied bei unpassivierten Oberflächen. Während [HGLH03] einen Ausfalltest mit verschiedenen Oberflächen realisierte, stammt das Ergebnis von [Kim06] aus der Interpretation von void-Bildung am vorderen Ende einer mit einem Passivierungstreifen bedeckten Kupferstruktur. Damit muss die Materialbewegung unter der Passivierung schneller erfolgen als an der unbedeckten Oberfläche links und rechts des Passivierungstreifens. Auch könnte der Unterschied aus den verschiedenen verwendeten Prozessgasen zur Oxidationsverhinderung und den verschiedenen verwendeten Drücken stammen.

## 3 Theoretische Untersuchungen

### 3.1 Untersuchte Elektromigrationsteststrukturen

#### 3.1.1 NIST-Struktur

Bei einer NIST-Struktur für Elektromigration (national institute of standart technology, Abbildung 6) handelt es sich um eine dünne Leiterbahn, welche über zwei Anschlusspads für Stromzufuhr und zwei Anschlusspads für eine Spannungsmessung verfügt (Vierpunktmessung). Die Leiterbahn besitzt eine Länge von 800 µm, eine Tiefe von 2 µm und Strukturbreiten



**Abbildung 6:** Layout der NIST-Struktur für Elektromigrationstests bei Strukturbreiten von 2 & 4  $\mu\text{m}$

von 0,8; 1; 2; 4 und 8  $\mu\text{m}$ . Zusätzlich werden benachbarte Leitbahnen als Schirmung benutzt um rauschärmere Messsignale zu erhalten. In der dünnen Leiterbahn werden für beschleunigte Elektromigrationstests benötigte hohe Stromdichten erzeugt.

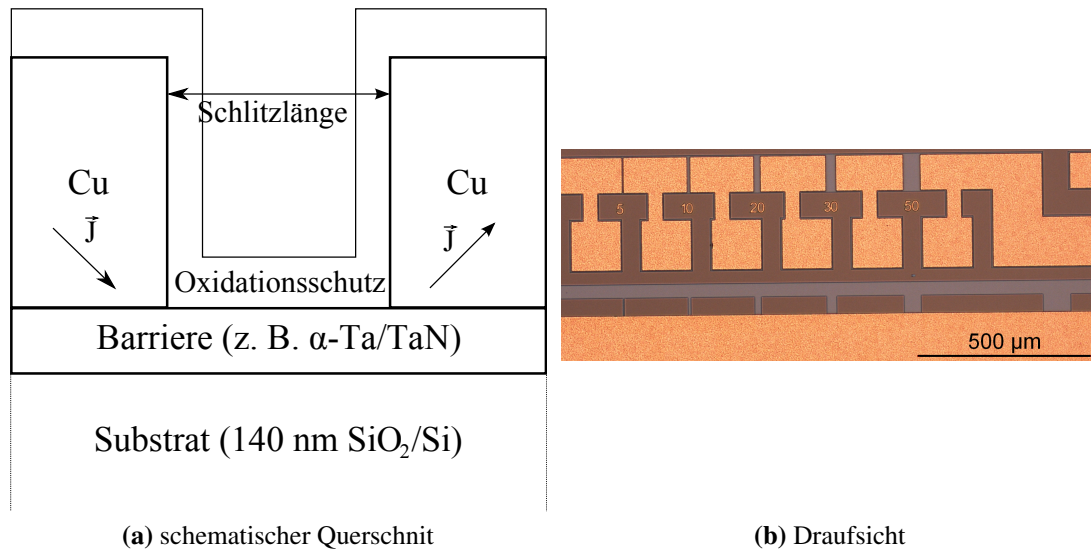
Hergestellt wurden die NIST-Strukturen mithilfe eines Kupfer-Damascenprozesses. Dabei wird mithilfe einer strukturierten Fotoresistschicht eine vorher erzeugte 1  $\mu\text{m}$  thermische Siliziumdioxid Schicht mithilfe eines RIE-Prozesses strukturiert. Anschließend nach Entfernung des restlichen Fotoresists wird eine 300 nm Cu Seed Schicht auf einer 50 nm  $\alpha$ -Ta-Schicht per Argonspütern abgeschieden. Auf einen Kupfer-Galvanik Schritt (2  $\mu\text{m}$ ) folgt Kupfer-CMP und Ta-CMP zur Separierung der verschiedenen Leitbahnstrukturen, sowie zur Glättung der Oberfläche. Abschließend wird ganzflächig mithilfe eines CVD-Verfahrens die verwendete Oberflächenpassivierung abgeschieden (300 nm  $\text{SiO}_2$  bzw. 50 nm  $\text{Si}_x\text{N}_y$ ).

### 3.1.2 Untersuchungen mithilfe der NIST-Struktur

Aufgrund der großen verwendeten Länge der NIST-Struktur von 800  $\mu\text{m}$  lassen sich bei der Auswertung der Struktur Rückwirkungseffekte durch mechanisches Kriechen vernachlässigen. Die Querschnittsverringering des Kupfers durch lokal auftretende voids bewirkt nur eine schwache Änderung des elektrischen Widerstandes. Dies macht eine elektrische Auswertung vor einem Komplettausfall der Leitung unmöglich. Getrieben von Elektromigrationsmechanismen (Abschnitt 2.2) wandern die voids die Leitung entlang. Dies geschieht bei Kupfer

vorherrschend an elektromigrationsunbeständigen Grenzflächen (Abschnitt 2.4.7). Erreicht der durch void-Bildung verringerte Querschnitt der Leiterbahn einen kritischen Wert, so führt die lokal stark erhöhte Stromdichte zu erhöhter Elektromigration und Temperaturgradientenmigration (Abschnitt 2.4.4). Dies führt zu einem Ausfall der Leitfähigkeit der Leiterbahn und einer charakteristischen Ausfallzeit  $t_{\text{TTF}}$  (time to failure).

### 3.1.3 Schlitz-Struktur

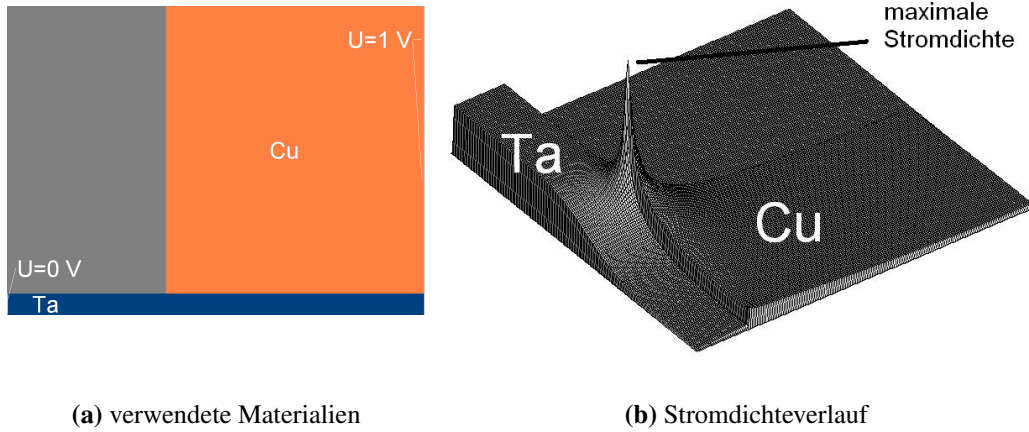


**Abbildung 7:** Darstellung der Schlitzstruktur schematisch und als Mikroskopaufnahme (Draufsicht)

Bei der Schlitz-Struktur (entwickelt von [WBM04]) handelt es sich um eine Kupferleiterbahn auf einer Barrierenschicht, wobei die Kupferleiterbahn in Form eines Schlitzes ausgelassen wurde (siehe Abbildung 7). Die Breite der Leiterbahn beträgt  $100\mu\text{m}$  und die Tiefe  $2\mu\text{m}$ . Schlitzlängen betragen 5, 10, 20, 30 &  $50\mu\text{m}$ . Alle Migrationsbarrieren wurden in PVD-Verfahren hergestellt. Als Migrationsbarrieren wurden 30 nm  $\alpha$ -Ta auf 25 nm TaN, 20 nm Ru auf 25 nm TaN und 15 nm  $\text{Ru}_{95}\text{Mn}_5$  genutzt. Hohe Stromdichten für beschleunigte Elektromigrationstests entstehen an den Übergängen zwischen schlecht elektrisch leitfähiger Barrierschicht und sehr gut leitfähiger Kupferschicht. An solchen Ecken kommt es zu einer starken lokalen Erhöhung der Stromdichte. Um dies zu verdeutlichen wurde beispielhaft eine Stromdichtesimulation durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 8 zu sehen.

Für die Verhinderung von Kupferoxidation dient ein oben abgeschiedener Oxidationsschutz, welcher vor elektrischer Ankontaktierung bei Tests mechanisch entfernt wurde. Ursprünglich





**Abbildung 8:** Stromdichteverlauf  $|\vec{J}|$  durch den Querschnitt der TLM-Struktur; Die Simulation und Erstellung der Grafiken wurde durchgeführt mithilfe von Current2009, University of Kassel, Prof. Dr. Rene Matzdorf, Version 2.12

wurde die Schlitzstruktur als TLM-Struktur (transmission line method) genutzt. Ihr Zweck besteht in Kontaktwiderstandsmessungen zwischen zwei Schichten [Ber72].

Bei der Herstellung wurden p-Si-Wafer mit einer Oberfläche von 140 nm thermischen Oxid verwendet. Nach ganzflächiger Abscheidung der spezifischen Barrierschicht und einem 50 nm dicken Cu-Seedlayer wurde nach einem Lithografieschritt ca. 2  $\mu\text{m}$  Kupfer strukturiert galvanisch abgeschieden. Um für den anschließenden Rückätzprozess die Nutzstrukturen zu schützen, wurde ein weiterer Litografieschritt mit verschobener TLM-Maske durchgeführt. Als letzter Schritt wurde eine Sauerstoffdiffusionsbarriere zur Oxidationsverhinderung ganzflächig abgeschieden.

### 3.1.4 Bestimmung des Flächenwiderstandes $\bar{R}_F = \rho/A$ der Schlitz-Struktur

Für folgende Betrachtungen wird der Flächenwiderstand

$$\bar{R}_F = \rho_{\text{Schlitz}}/A_{\text{Schlitz}} \quad (9)$$

benötigt.  $l_{\text{Schlitz}}$ ,  $A_{\text{Schlitz}}$  und  $\rho_{\text{Schlitz}}$  sind die Länge, der Querschnitt und der spezifische elektrische Widerstand des stromführenden Barrirenstreifens. Der gemessene elektrische Widerstand eines Schlitzes der Schlitz-Struktur ergibt sich aus der Addition des Widerstands des Schlitzes  $R_{\text{Schlitz}}$  mit dem Widerstand des Kupfers, welches den Schlitz ankontaktiert  $R_{\text{Cu}}$ ,

sowie dem durch Messfehler entstehenden Widerstand  $R_{\text{parasitär}}$ .

$$\begin{aligned} R_{\text{Ges}} &= R_{\text{Schlitz}} + R_{\text{Cu}} + R_{\text{parasitär}} = \frac{\rho_{\text{Schlitz}}}{A_{\text{Schlitz}}} \cdot I_{\text{Schlitz}} + R_{\text{Cu}} + R_{\text{parasitär}} \\ &= \bar{R}_F \cdot I_{\text{Schlitz}} + R_{\text{Cu}} + R_{\text{parasitär}} \end{aligned} \quad (10)$$

Damit lässt sich über folgenden Anstieg der Flächenwiderstand bestimmen:

$$\bar{R}_F = \frac{\Delta R_{\text{Ges}}}{\Delta I_{\text{Schlitz}}} \quad (11)$$

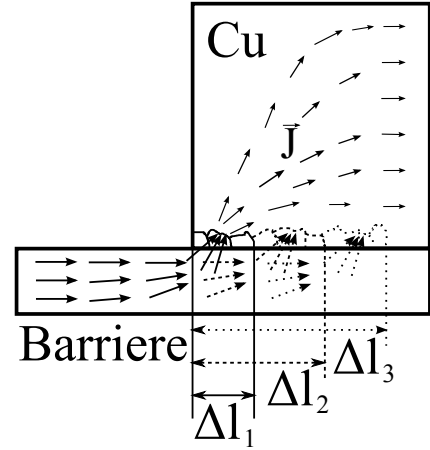
der Vorteil bei der Bestimmung des Flächenwiderstandes aus dem Anstieg gegenüber der Bestimmung aus einem Messwert liegt darin, dass eventuelle technologisch bedingte Schwankungen der Schlitzlängen ausgeglichen werden können. Geht man davon aus, dass die Kanten der Schlitz auf Grund ihrer unmittelbarer Nähe auf dem Chip technologisch die gleiche Positionsänderungen erfahren, so ändert sich der Betrag der Schlitzlängen um eine Konstante. Diese Konstante ändert den Anstieg  $\Delta R_{\text{Ges}} / \Delta I_{\text{Schlitz}}$  nicht, welcher zur Bestimmung des Flächenwiderstands  $\bar{R}_F$  verwendet wird.

### 3.1.5 Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit der Schlitz-Struktur

Aufgrund der hohen Stromdichten am Übergang vom Barrierenmaterial in das Kupfer kommt es in diesem Bereich zu Materialveränderung (Materialwanderung). Theoretisch vorstellbar ist folgendes Szenario:

Bildet sich ein void aus, trägt dieser Bereich nicht mehr zur elektrischen Leitung bei. Wird das void weiter im Leiterinneren erzeugt, erhöht sich am Beginn der Struktur die Stromdichte weiter und es kommt in diesem Bereich verstärkt zu Elektromigration. Dies führt im Laufe der Zeit zu einer wachsenden Hohlraumbildung in das Kupfer hinein und zu einer Verschiebung der Grenzkannte zwischen Barrierenmaterial und Kupfer, wie in Abbildung 9 dargestellt ist.

Die Geschwindigkeit der Verschiebung der Grenzkannte oder der Längenänderung wird im folgenden Schlitz-



**Abb. 9:** Der Barrierenkanal verlängert sich durch fortgesetzte void-Bildung

längenänderungsgeschwindigkeit genannt. Bei einer besseren Haftung zwischen Barriere und Kupfer wird sich das Kupfer bei gleicher Kraftwirkung durch Elektromigration im Schnitt schlechter lösen. Daher bietet sich die Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit als Maß für die Haftungseigenschaften an.

Durch die Verschiebung der Grenzkannte erhöht sich die Länge des Barrierenmaterials  $l_{\text{Schlitz}} = l_{0,\text{Schlitz}} + \Delta l_{\text{Schlitz}}$  und infolgedessen erhöht sich auch der elektrische Widerstand  $R = R_0 + \Delta R$ . Somit ergibt sich für die Widerstandsänderung:

$$\Delta R = \frac{\rho_{\text{Schlitz}}}{A_{\text{Schlitz}}} \cdot \Delta l_{\text{Schlitz}} = \bar{R}_F \cdot \Delta l_{\text{Schlitz}} \quad (12)$$

Geht man davon aus, dass außer der Elektromigration keine weiteren Kräfte Kupferwanderung bewirken, so ergibt sich aufgrund konstanter Testbedingungen ein linearer Zusammenhang zwischen Längenänderung und vergangener Zeit. Teilt man nun beide Seiten durch die während der Belastung vergangene Zeit  $\Delta t$ , so ergibt sich für die Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit  $v_d$ :

$$v_d = \frac{\Delta l}{\Delta t} = \frac{1}{\bar{R}_F} \cdot \frac{\Delta R}{\Delta t} \quad (13)$$

Die Annahme keiner weiteren Kraftwirkung außer Elektromigration auf das Kupfer ist korrekt, bis Kriechwirkungen gemäß Abschnitt 2.4.2 auftreten oder sich das Material in seiner Struktur oder Zusammensetzung grundlegend ändert. Dies ist in einem  $\Delta R$ - $t$ -Diagramm an einem ab einem bestimmten Zeitpunkt nicht mehr linearen Zusammenhang zu erkennen.

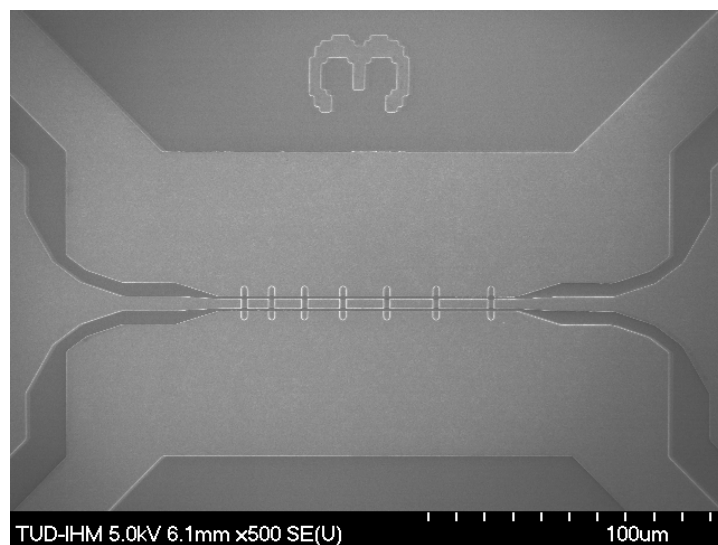
### **3.1.6 Prinzipielles Vorgehen zur Bestimmung der Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit als Kriterium für Elektromigrationsbeständigkeit**

1. Heizen des Testchips auf eine definierte Temperatur
2. Bestimmen des für die Temperatur spezifischen Flächenwiderstandes (Abschnitt 3.1.4)
3. Elektromigrationsstressung mit Konstantstromquelle und Spannungsmessung über eine Vierpunktmessmethode zur Vernachlässigung von Kontakt- & Leitungswiderständen.
4. Rauschminimierung über Tiefpassfilterung

5. Anstiegsbestimmung  $\Delta R/\Delta t$
6. Berechnung der Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit nach Abschnitt 3.1.5

### 3.1.7 Blech-Struktur

Eine Prinzipiendarstellung einer Blechstruktur ist in Abbildung 3 zu sehen. Auf einer Kupferdiffusionsbarriere sind Streifenabschnitte aus Kupfer abgeschieden. Ähnlich wie bei der Schlitzstruktur entstehen am Übergang zwischen schlechter leitfähiger Diffusionsbarriere und sehr gut leitfähigem Kupfer hohe Stromdichten (Abbildung 8). Als Passivierung um Oxidation zu verhindern dient eine ganzflächig über die Strukturen abgeschiedene Passivierung.



**Abbildung 10:** REM-Aufnahme der für die Tests verwendete Blech-Struktur

Eine REM-Aufnahme der verwendeten Blechteststrukturen ist in Abbildung 10 dargestellt. Dabei handelt es sich um sechs hintereinander angeordneten Blechbalken mit Balkenlängen von etwa 7, 9, 11, 13, 15 & 17  $\mu\text{m}$ . Die Kupferstücke besitzen eine dicke von ca. 1  $\mu\text{m}$  und einer Breite von ca. 3  $\mu\text{m}$  und befinden sich auf einer Kupferdiffusionsbarriere von 30 nm  $\alpha$ -Ta auf 25 nm  $\alpha$ -Ta (Sollschichtdicken). Getrennt werden die Kupferstücke mit ca. 4  $\mu\text{m}$  breiten Schlitzten. Als Abschirmung vor Störungen befinden sich um die Struktur weitere Kupferstrukturen.

Zuerst wurde die entsprechenden Diffusionsbarrierschicht und die ca. 50 nm dicke Kupfer-Saat-Schicht durch Sputtern hergestellt. Anschließend ist über einen strukturierten Fotolack eine ca. 1  $\mu\text{m}$  dicke Kupferschicht elektrochemisch abgeschieden worden. Nach dem Lack

strippen und dem Rückätzen der Kupfersaatschicht wurde ein weiterer Litografieschritt zur Strukturierung der Diffusionsbarriere durchgeführt. Abschließend war nach dem strukturierten Rückätzen der Diffusionsbarrierschicht die Abscheidung einer ca. 100 nm  $\text{SiO}_2$  dicken Passivierungsschicht notwendig.

### **3.1.8 Untersuchungen mithilfe der Blechstruktur**

Bei der Kupfer-Blechstruktur existieren zwei wesentliche Materialdiffusionspfade. Zum einen kann es zu Grenzflächendiffusion sowohl an der Grenzschicht Diffusionsbarriere ( $\alpha$ -Ta)-Kupfer als auch an der Grenzschicht Kupfer-Passivierungsschicht ( $\text{SiO}_2$ ) kommen. Da die Grenzschicht Kupfer- $\text{SiO}_2$  Migrationsunbeständiger als die Grenzschicht  $\alpha$ -Ta-Kupfer ist (siehe Tabelle 2), erfolgt dieser Mechanismus vorherrschend an der Grenzfläche Kupfer- $\text{SiO}_2$ .

Zum anderen entsteht an der Ecke des Übergangs Diffusionsbarriere-Kupfer hohe Stromdichten, was durch erhöhte Elektromigration und erhöhten Temperaturquotienten zu Materialwanderung führt.

Eine Möglichkeit der Untersuchung besteht darin die entsprechende Probe elektrisch zu stressen, bis sich ein Gleichgewicht zwischen mechanischem Kriechen und Elektromigration einstellt. Anschließend lässt sich eine charakteristische Blechlänge ablesen und das charakteristische Blech-Produkt bestimmen (siehe Abschnitt 2.4.2). Diese Methode setzt allerdings eine sehr lange Testzeit voraus.

Eine weitere Untersuchungsmöglichkeit besteht in der Auswertung der Veränderung elektrischer Parameter während der Stressung. Dies ist bereits nach einer kleineren Messzeit möglich. Mithilfe der bekannten Strukturparametern und dem spezifischen Widerstand der Barrierschicht lässt sich über die zeitliche Widerstandsänderung eine Aussage bezüglich der Strukturveränderung treffen. Voraussetzung dafür ist allerdings, dass von der Materialwanderung unabhängige Einflüsse auf die zeitliche Widerstandsänderung sehr klein bleiben.

## **3.2 Vergleich der untersuchten Elektromigrationsteststrukturen**

Vorteil der NIST-Struktur ist, dass die Stromdichte parallel zur Barriere verläuft, was eher dem Anwendungsfall entspricht. Nachteilig an der NIST-Struktur sind die Elektromigrationswechselwirkungen vom Leitbahnmaterial und der Oberflächenpassivierung, dieses Problem könnte behoben werden (Abschnitt 4.3.2). Ebenfalls als nachteilig erweisen sich lange Testzeiten oder

stattdessen hohe Temperaturen und Stromdichten. Dies ist jedoch weiter von realen Anwendungsverhältnissen entfernt.

Vorteile der Schlitzstruktur liegen in einer größeren Widerstandsänderung. Dadurch, dass sich der stromdurchflossene dünne, schlechter als Cu elektrisch leitfähige und dadurch hochohmige Strompfad durch das Barrierenmaterial eine große Rolle bei der Widerstandsänderung spielt, lassen sich aus elektrischen Messungen Rückschlüsse auf das Migrationsverhalten des Kupfers treffen ohne auf einen Komplettausfall zu warten. Damit verkürzen sich Messzeiten, es lassen sich Messungen bei betriebsnäheren Bedingungen durchführen. Es wird das Migrationsverhalten an einer Ecke untersucht. Ähnliche Ecken an vias in realen Schaltkreisen sind als problematisch bezüglich Elektromigration erkannt worden. Als nachteilig erweist sich, dass sich aufgrund verschiedener Leitfähigkeiten verschiedener Barrierenmaterialien bei gleichem Strom verschiedene kritische Stromdichten an der Ecke einstellen werden. Außerdem entspricht die Richtung der Stromdichte von der Barriere zum Kupfer nur bedingt einem Anwendungsfall.

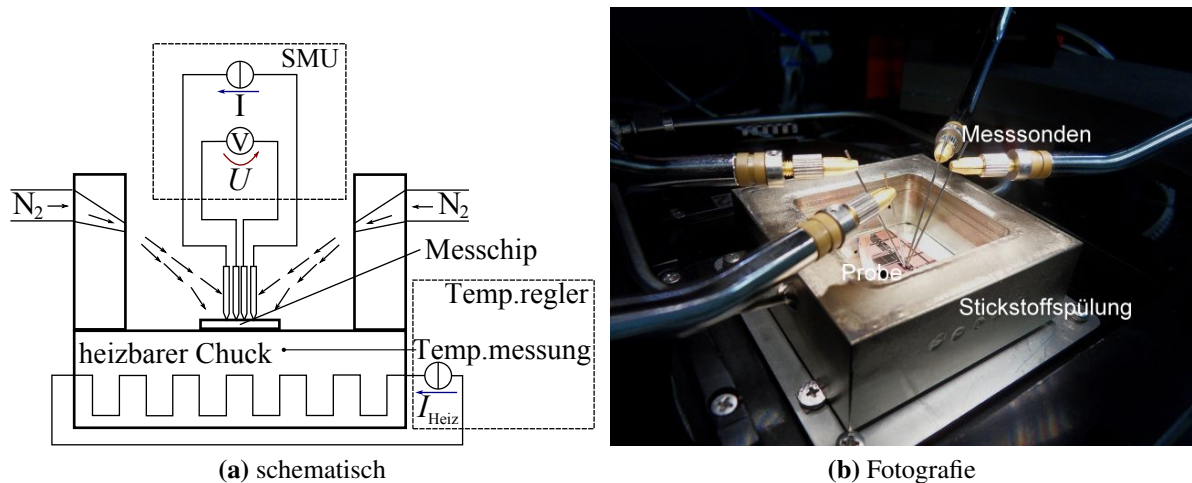
Materialwanderung mithilfe der Blechstruktur an der Grenzfläche zwischen Kupfer und der Diffusionsbarriere nachzuweisen ist nur bei Nutzung als Schlitzstruktur möglich. Bei klassischen Blechstrukturtests kommt es vorherrschend an der Grenzfläche Kupfer Deckpassivierungsschicht zu void-Bildung und Materialwanderung, sowie Leitbahnverkürzung. Bei der gezielten Nutzung von Elektromigration an der Grenzfläche Kupfer und untere Diffusionsbarriere besteht der einzige Unterschied im Gegensatz zur Schlitzstruktur, dass der Effekt durch mechanisches Kriechen aufgrund der kürzeren Leitbahnstücken einen stärkeren Einfluss hat. Da sieben Schlitze gleichzeitig getestet werden, kann es zu einer stärkeren zusätzlichen Erwärmung durch joulesche Wärme in Vergleich mit der Schlitzstruktur kommen.

## **4 Experimentelle Untersuchungen**

### **4.1 Beschreibung des Versuchsaufbaus**

Um beschleunigte Elektromigrationsversuche unter erhöhter Temperatur und bei großen Stromdichten durchführen zu können wurde die in Abbildung 11 dargestellte Apparatur verwendet.

Sie besteht aus einem Vierpunktprober mit Messeinheit für elektrische Messungen und Stromstressung, einer Stickstoffspülung um zum einen Korrosion mit O<sub>2</sub> aus der Umgebungsluft zu



**Abbildung 11:** Für die Messungen verwendeter Versuchsaufbau

vermeiden und zum anderen über Konvektion Wärmeabführung von der Oberfläche zu realisieren. Dies ist notwendig um den Einfluss der Jouleschen Erwärmung bei hohen Stromdichten auf die elektrischen Messungen zu verringern. Über eine Temperaturregelung kann die Chucktemperatur des beheizbaren Chucks eingestellt werden. Die Chiptemperatur kann nicht direkt gemessen werden. Durch Wärmetransport zur Umgebung wird die Chiptemperatur an der Chipoberfläche etwas niedriger als die Chucktemperatur ausfallen. Durch Unterdruck am perforierten Chuck wird der Chip fixiert. Der hohe veränderliche Heizstrom  $I_{\text{Heiz}}$  führt zu einem zusätzlichen Rauschen bei der elektrischen Messung.

## 4.2 Evaluation der Messvoraussetzungen

### 4.2.1 Temperaturbeständigkeit der Messanordnungen

Die beschleunigten Elektromigrationstests werden bei großen Stromdichten und höherer Temperatur durchgeführt. Aufgrund der hohen Temperatur kann es leicht zu Oxidation mit  $\text{O}_2$  aus der Umgebungsluft kommen. Um dies zu verhindern wurde eine Passivierungsschicht von 100 nm  $\text{SiO}_2$  bei Ta-Proben bzw. von 25 nm  $\text{Ta}_2\text{O}_5$  bei Ru-Proben aufgetragen, sowie eine Stickstoffspülung eingesetzt.

Zur Evaluierung des Erfolgs der eingesetzten Maßnahmen wurden die Proben unter Versuchsbedingungen (150 Sktl.  $\text{N}_2$ -Fluss) erhitzt und auf Widerstandsänderung untersucht. Bei einer

Chucktemperatur  $T_{\text{Chuck}}$  kam es bei einer Testdauer  $t_{\text{Test}}$  zu den in Tabelle 3 zu sehenden Widerstandsänderungen  $\Delta R$ .

**Tabelle 3:** Temperaturbeständigkeitstests der Strukturen

Struktur	Barriere	$T_{\text{Chuck}}/^{\circ}\text{C}$	$t_{\text{Test}}/\text{h}$	$\Delta R$
NIST 0,8 $\mu\text{m}$ breit zu Beginn	100 nm $\text{SiO}_2$	400	1/2 h	<0
NIST 0,8 $\mu\text{m}$ breit nach ca. 1/2 h	100 nm $\text{SiO}_2$	400	2	=0
TLM ohne Freiätzen der Schlitze	100 nm $\text{SiO}_2$	400	2	=0
TLM mit Freiätzen der Schlitze	100 nm $\text{SiO}_2$	400	1	>0
TLM mit Freiätzen der Schlitze	300 nm $\text{SiO}_2$	400	1,5	>0
TLM mit Freiätzen der Schlitze	100 nm $\text{SiO}_2$ + 200 nm $\text{Si}_3\text{N}_4$	400	1	>0
TLM mit Freiätzen der Schlitze	100 nm $\text{SiO}_2$ + 200 nm $\text{Si}_3\text{N}_4$	220	2	=0
TLM mit Freiätzen der Schlitze	100 nm $\text{SiO}_2$	220	2	=0

Hierbei fällt auf, dass es bei der TLM-Struktur ohne vorheriges Freiätzen im Gegensatz zur TLM-Struktur mit Freiätzen keine Probleme gab. Dies legt den Schluss nahe, dass die entstehenden Strukturkanten bei der Abscheidung der Sauerstoffdiffusionsbarriere kritisch sind. Unterstützt wird diese Aussage dadurch, dass bei der NIST-Struktur mit der planaren CMP-Oberfläche keine Widerstandserhöhung messbar ist. Die anfängliche Widerstandsverringernung der NIST-Struktur ist vermutlich auf Rekristallisationseffekte zurückzuführen.

Aus diesen Tests ergibt sich, dass Messungen an

- NIST-Strukturen höchstens bei  $T_{\text{Chuck}} = 400^{\circ}\text{C}$
- TLM-Ta-Strukturen höchstens bei  $T_{\text{Chuck}} = 220^{\circ}\text{C}$

durchgeführt werden

Bei allen Tests wurde ein Stickstofffluss von 150 Sktl. benutzt.

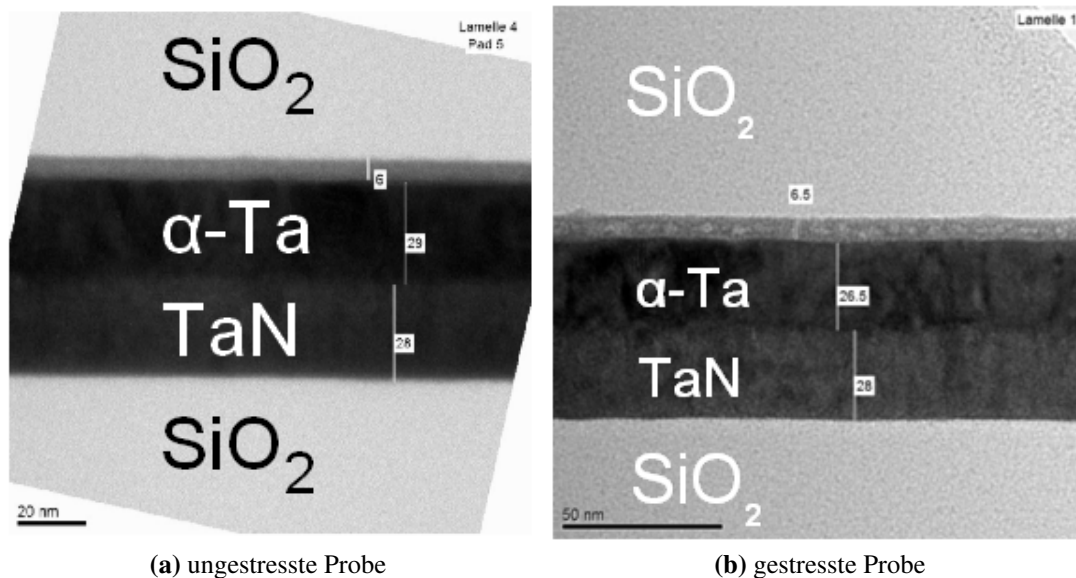
#### 4.2.2 Oxidationsbeständigkeit der Schlitz- & Blechstruktur

Folgende Betrachtungen gelten für die Schlitzstruktur.

Um weitere Erkenntnisse über den Vorgang bei gestressten Elektromigrationstest zu erhalten, wurden eine EM-gestresste und eine gleiche ungestresste Schlitzstruktur im Querschnitts-TEM-Bild miteinander verglichen. Der Schichtaufbau beider Schlitzstrukturen sollte nach der Herstellung 25 nm TaN, 30 nm  $\alpha$ -Ta, 100 nm  $\text{SiO}_2$  betragen.



Da die Probenpräparation mit Sägen oder mit Ritzen und dann Brechen mangelhafte Resultate brachte, wurde die Präparation mittels FIB (focused ion beam) durchgeführt. Beispielhafte Ergebnisse sind in Abbildung 19 und Abbildung 12 dargestellt.



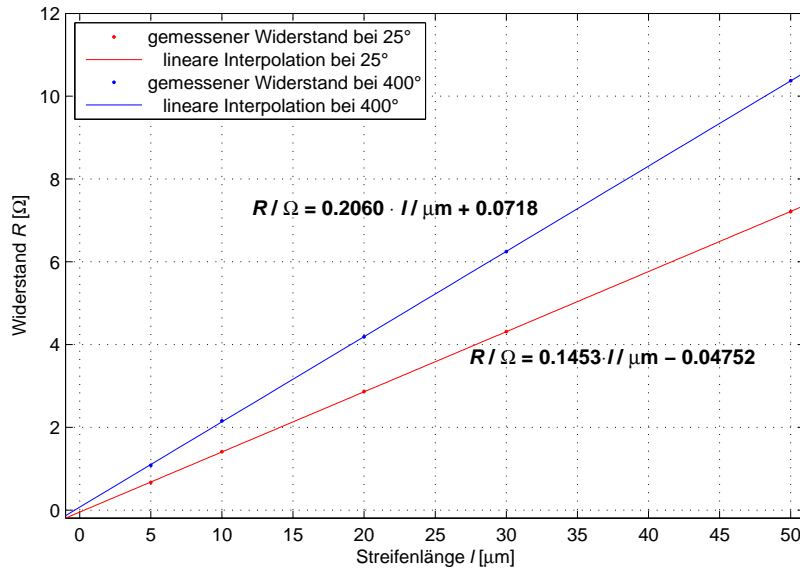
**Abbildung 12:** FIB-Schnitt der Schlitzstruktur ( $\alpha$ -Ta auf TaN) einer ungestressten und einer mit 500 mA bei 230 °C 2 h lang gestressten 5 µm Probe; Abbildungsaufnahmen hergestellt im CCA (Center for Complex Analysis, Abteilung MALab, Auftraggeber: Engelmann, Hans-Jürgen)

Wie in Abbildung 12a und Abbildung 12b zu sehen ist, befindet sich zwischen der zur Passivierung dienenden SiO<sub>2</sub>-Schicht und der  $\alpha$ -Ta-Schicht eine weitere Schicht. Diese Schicht kann nicht durch den Elektromigrationsstresstest erzeugt oder vergrößert worden sein, da sie in ähnlichen Maßen sowohl bei der gestressten als auch bei der ungestressten Probe anzufinden ist. Demzufolge muss sie bereits bei der Strukturherstellung entstanden sein. Da keine Veränderung der Schichtzusammensetzung zwischen ungestresster und gestresster Probe festzustellen ist, sind die getroffenen Maßnahmen zur Oxidationsverhinderung (100 nm SiO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>-Spülung) bei den verwendeten Testbedingungen ( $T = 230^{\circ}\text{C}$ ,  $\alpha$ -Ta/TaN-Probe) ausreichend.

Da sowohl der strukturelle Schichtaufbau bei Schlitz- & Blechstruktur (Diffusionsbarriere, 1 µm Cu, Passivierungsschicht) als auch die verwendeten Temperaturen identisch beziehungsweise sehr ähnlich sind, gilt auch für die Messungen an der Blechstruktur, dass messverfälschende Oxidationen erfolgreich verhindert werden konnten.

### 4.2.3 Vernachlässigung Kupfer- und Leitungswiderstände

Für die elektrischen Messungen wurde wie in Abbildung 11 dargestellt eine Vierspitzenmessung verwendet. Dabei wird über zwei Spitzen ein konstanter Strom zugeführt und über die anderen beiden Spitzen die Spannung gemessen. Durch die Verwendung eines sehr kleinen Spannungsmessstrom  $I_{\text{mess}}$  werden die Spannungsabfälle über der Messleitung und den Kontaktwiderständen klein gehalten. Dies führt zu einer genaueren Messung.



**Abbildung 13:** Schlitzwiderstände bei verschiedenen Temperaturen und Schlitzlängen

Misst man die Widerstände verschieden langer Schlitzte der Schlitz-Struktur und findet einen linearen Zusammenhang, welcher durch den Ursprung geht:

$$R_{\text{Ges}} \approx R_{\text{Schlitz}} = \frac{\rho_{\text{Schlitz}}}{A_{\text{Schlitz}}} \cdot l_{\text{Schlitz}} \quad (14)$$

so lässt sich daraus schließen, dass der Kupferwiderstand und der durch Messfehler entstehende Widerstand vernachlässigt werden kann (siehe Gleichung 10). Für die folgenden Betrachtungen ist diese Näherung zulässig, wie die in Abbildung 13 dargestellten experimentellen Befunde zeigen.

Die Ähnlichkeit der verwendeten Blechstrukturen zur verwendeten Schlitzstruktur legt nahe, dass ebenso wie bei der Schlitzstruktur der viel kleinere Kupferwiderstand gegenüber dem Widerstand der Diffusionsbarrierenschlitze vernachlässigt werden kann.

#### 4.2.4 Untersuchungen bei verschiedenen Stromdichten (Schlitzstruktur)

Um eine günstige Stromdichte und Temperatur für Elektromigrationstests mithilfe der Schlitzstruktur zu ermitteln, wurden experimentelle Untersuchungen bei verschiedenen Strömen und Temperaturen durchgeführt. Als Barrierenmaterial wurde ca. 30 nm  $\alpha$ -Ta auf 25 nm TaN genutzt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 14 dargestellt.

Die eingestellten Stromstärken  $I$  entsprechen Stromdichten  $J$  in der  $\alpha$ -Ta Schicht der Barriere von etwa

$$J = \frac{I}{A} = \frac{I}{30\text{nm} \cdot 100\mu\text{m}} = 10 \dots 20\text{MA}/\text{cm}^2. \quad (15)$$

In Abbildung 14a ist bei allen drei Temperaturen ein linearer Zusammenhang zwischen Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit und Stromstärke bzw. -dichte bis zu eingestellten Stromstärken von ca. 450 mA zu erkennen. Dies entspricht dem theoretischen Zusammenhang aus Gleichung 4. Bei noch größeren Stromdichten sind sekundäre Migrationseffekte in Form eines wachsenden Anstiegs zu beobachten. Dies könnte seine Ursache in einem zunehmenden Temperaturgradienten haben.

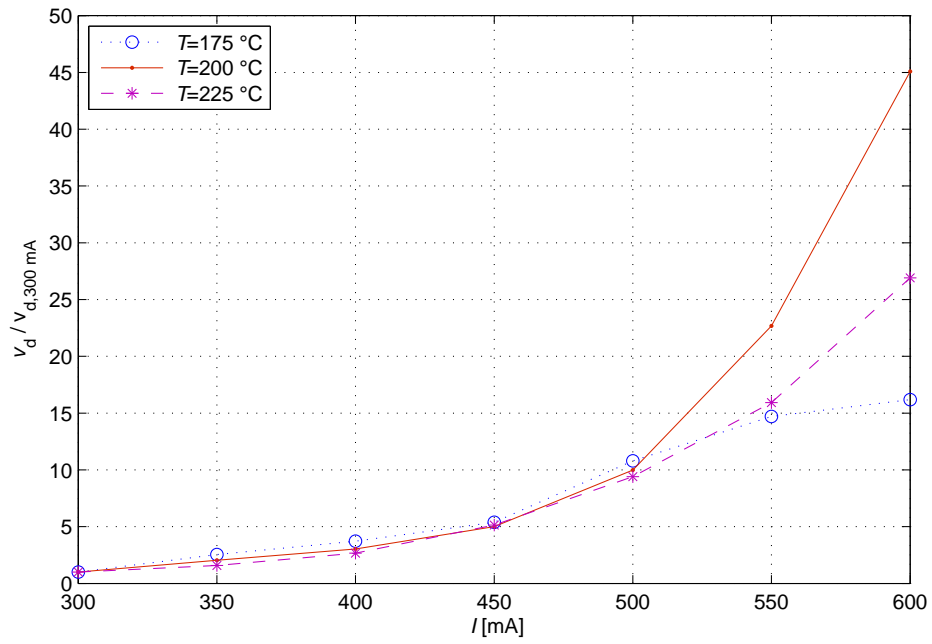
Für praktische Messungen ist es wünschenswert auf der einen Seite möglichst anwendungsnah zu testen (geringe Temperaturen und Stromdichten) und auf der anderen Seite die Messzeiten und Messungenauigkeiten gering zu halten. Messungenauigkeiten kann man gering halten, indem man Werte verwendet, die möglichst viel größer als das Rauschen sind. Zwischen diesen beiden Anforderungen gilt es einen Kompromiss zu finden.

Messungen bei  $T = 175^\circ\text{C}$  sind bei Tests mit einer Dauer von 1 h noch ungenau, da Änderungen des Widerstandes in der Dimension des Rauschens liegen. Bei  $T = 200^\circ\text{C}$  ist bei einer Stunde Testzeit eine Aussage möglich. Außerdem ist  $200^\circ\text{C}$  anwendungsbezogener als  $225^\circ\text{C}$  und bildet somit einen Kompromiss bezüglich oben genannter Anforderungen.

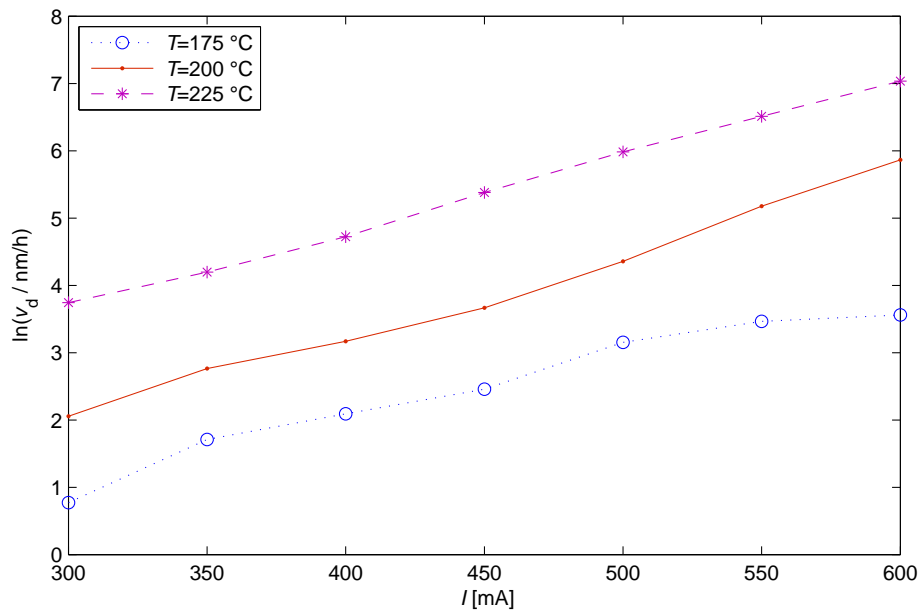
Um den Einfluss sekundärer Effekte vernachlässigen zu können wird für Klassifikationstests eine Stromstärke / -dichte im linearen Bereich gewählt. Um in diesem linearen Bereich eine möglichst große Widerstandsänderung für geringe Messzeiten und geringe Messungenauigkeiten zu erzielen, liefert eine Stromstärke von

$$I = 400\text{mA}. \quad (16)$$

eine Stromdichte in der Barriere von ca.  $13\text{MA}/\text{cm}^2$  und somit einen Kompromiss.



(a)  $v_d$  genormt auf  $v_d$  bei 300 mA



(b) exponentieller Zusammenhang

**Abbildung 14:** Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeiten  $v_d$  bei verschiedenen Strömen  $I$  von 300–600 mA und Temperaturen  $T = 175, 200, 225\text{ °C}$ ; Bei gleicher Temperatur wurde jeweils an derselben Probe gemessen; Als Barrierenmaterial wurde  $\alpha$ -Ta/TaN verwendet

Die joulesche Wärme des 5  $\mu\text{m}$ -Schlitzes, ab welcher nichtlineare Effekte auftreten, beträgt grob geschätzt

$$P = I_{\text{Grenze}}^2 \cdot R_{\varnothing} \approx (450\text{mA})^2 \cdot 0,74\Omega \approx 150\text{mW}. \quad (17)$$

Der Einfluss der Temperatur auf die Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit ist im einfach-logarithmisch aufgetragenen Diagramm Abbildung 14b zu erkennen. Eine höhere Temperatur lässt einen deutlich höheren Effekt erkennen.

#### 4.2.5 Evaluation der günstigsten Schlitzlänge für Klassifikationstests

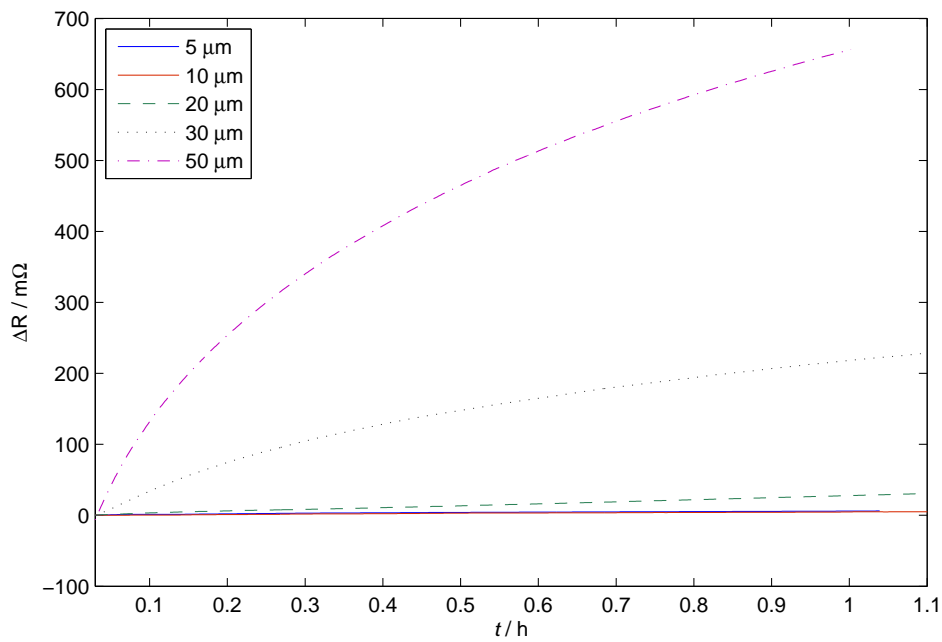
Experimentell wurde der Einfluss der Schlitzlänge auf die Messergebnisse bei einer Chucktemperatur  $T_{\text{Chuck}} = 200^\circ\text{C}$  und einem Strom von  $I = 400\text{mA}$  bei einer 30 nm- $\alpha$ -Ta-auf 25 nm-TaN-Barriere untersucht. Dabei haben sich die in Abbildung 15 dargestellten Ergebnisse ergeben.

Untersucht man die Anstiege  $\Delta R/\Delta t$  im linearen Abschnitt stellt man fest, dass das Ergebnis für Schlitzlängen von 5  $\mu\text{m}$  und 10  $\mu\text{m}$  fast identisch ist, während die Widerstandsänderungen bei längeren Schlitzten stark zunehmen (Abbildung 16). Bei den längeren Schlitzten wird eine größere Leistung in Wärme umgewandelt als bei den Kürzeren. Durch diese Joulesche Eigenerwärmung erhöht sich die Temperatur, was zu einer Erhöhung von Elektromigration führen könnte.

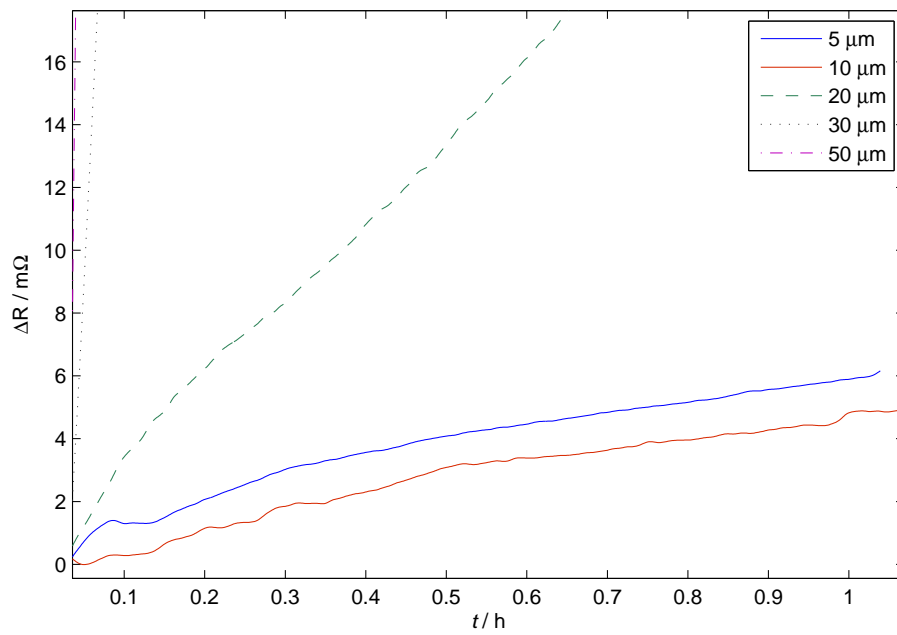
Da bei Schlitzlängen von 5  $\mu\text{m}$  und 10  $\mu\text{m}$  das Ergebnis nahezu identisch ist lässt sich schließen, dass der Einfluss der Eigenerwärmung bei einer Eigenerwärmungsleistung  $P$  von

$$P = R_{10\mu\text{m}} \cdot I^2 = 1,57\Omega \cdot (400\text{mA})^2 \approx 250\text{mW} \quad (18)$$

vernachlässigt werden kann. Dabei wird angenommen, dass die Wärme der einzige Einfluss aufgrund einer verlängerten Kanallänge ist. Der Unterschied bezüglich des Ergebnisses aus Gleichung 17 kommt durch die Tatsache zustande, dass in diesem Fall die umgesetzte Wärmeleistung  $P$  über den gesamten Schlitz entsteht und abgeführt werden kann. Im Fall von Gleichung 17 hingegen wirkt sich die Wärmeleistung besonders auf die kritische Ecke der void-Bildung aus, was zu einem erhöhten Temperaturgradienten führt. An dieser Ecke kommt es zu erhöhter Elektromigration durch erhöhte Temperatur und dem erhöhten Temperaturgradienten. Daher ist die kritische Eigenerwärmungsleistung, die noch abgeführt werden kann

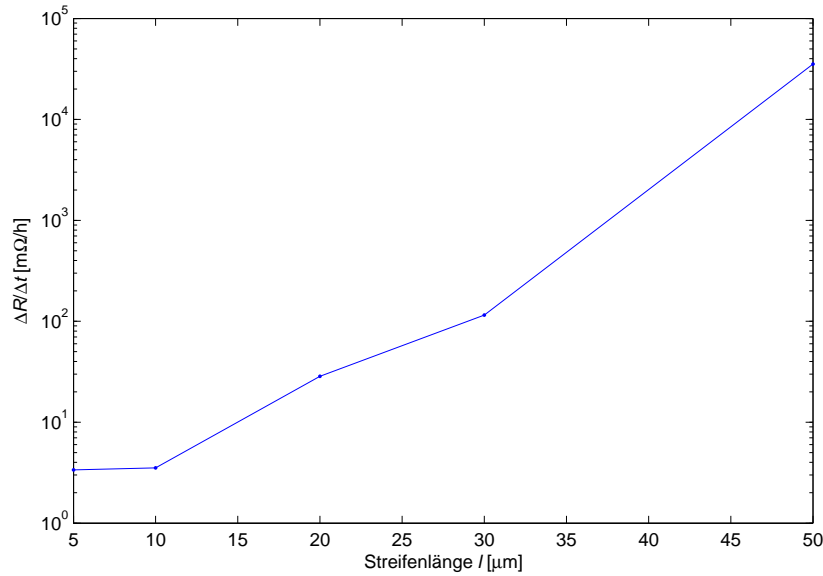


(a)  $\Delta R$ - $t$ -Verlauf



(b) Abbildung 15a gezoomt

**Abbildung 15:** Einfluss der Kanallänge auf die Messergebnisse; dargestellt sind gemessener Widerstand minus Basiswiderstand



**Abbildung 16:** Anstiege  $\Delta R/\Delta t$  aus dem Widerstands-Zeit-Diagramm im rein von der Elektromigration beeinflussten linearen Abschnitt logarithmisch aufgetragen

im Falle von Gesamtstrukturerwärmung (Gleichung 18) größer als bei lokaler Erwärmung (Stromdichteerhöhung, Gleichung 17).

Um bei jeder Probe voraussetzen zu können sich im eigenerwärmungsunabhängigen Bereich zu befinden, bietet die Wahl einer Schlitzlänge von  $5\text{ }\mu\text{m}$  gegenüber  $10\text{ }\mu\text{m}$  durch die halbe entstehende Wärmeleistung eine gewisse Sicherheit. Die durchgeführten EM-Tests an Schlitzstrukturen finden, soweit nicht anders erwähnt, an einer Schlitzlänge von  $5\text{ }\mu\text{m}$  statt.

## 4.3 Untersuchungen an der NIST-Struktur

### 4.3.1 Ergebnisse

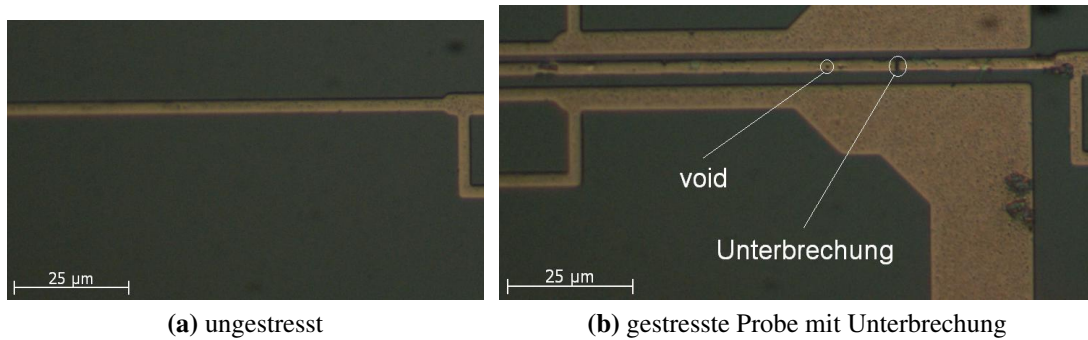
Um die Tauglichkeit der NIST-Struktur für die Untersuchung von unterschiedlichen Diffusionsbarrieren zu evaluieren, wurden beispielhafte EM-Tests an einer NIST-Struktur mit  $\alpha$ -Ta/TaN, Cu-Leitbahn und  $\text{SiO}_2$ -Passivierung durchgeführt. Dabei wurden Strukturbreiten  $b$  und Stromstärken  $I$  -dichten  $J$  variiert. Die gemessenen Ausfallzeiten sind in Tabelle 4 dargestellt.

Durch Elektromigration gebildete Voids wandern an kritischen Grenzflächen (Cu- $\text{SiO}_2$ ) bis sie eine kritische Größe besitzen, sodass es zum elektrischen Ausfall durch eine Unterbrechung

**Tabelle 4:** Ergebnisse der Elektromigrationstest an den NIST-Strukturen

$b/\mu\text{m}$	$T/^\circ\text{C}$	$I/\text{mA}$	$J/\text{MA}/\text{cm}^2$	$t_{\text{TTF}}/\text{h}$
1	300	19,5	3	7,07
2	300	91	7	3,04
1	300	52	8	2,46
1	275	52	8	2,45
0,8	300	52	10	0,55
1	300	190	36	0,17

kommt. Eine solche Unterbrechung ist in Abbildung 17 dargestellt.



**Abbildung 17:** Mikroskopaufnahmenvergleich einer 1  $\mu\text{m}$  NIST-Struktur vor und nach einer Stressung bei  $T = 300^\circ\text{C}$  und  $I = 190\text{mA}$

#### 4.3.2 Probleme beim Versuchsaufbau und mögliche Lösungen

Der antennenartige Charakter der Struktur führte bei der elektrischen Messungen an einer ungeschirmten Strukturvariante (siehe Abbildung 17a) zu starker Einkopplung von Störsignalen, welche die elektrisch getriebene Chuckheizung erzeugt. Dieses starke Rauschen konnte durch Verwendung einer Schirmung verhindert werden (Abbildung 17b, Abbildung 6).

Der starke Streuung der Messungen macht es notwendig für aussagekräftige Ergebnisse die Einzelmessungen häufig zu wiederholen. Als nachteilig an der verwendeten Struktur hat sich herausgestellt, dass die zum Ausfall führende void-Bildung und Wanderung hauptsächlich an der Grenzfläche Kupfer-Siliziumdioxid (Deckschicht) stattfand.

Um verschiedene Diffusionsbarrieren bezüglich EM-Verträglichkeit gegenüberzustellen, ist es notwendig den dominanten Migrationspfad entlang der Kupfer-Siliziumdioxid-Grenzschicht zu unterbinden. Dies ließe sich beispielsweise mit der ganzflächigen Abscheidung durch das



Diffusionsbarrierenmaterial oder einem bekanntermaßen elektromigrationsbeständigen Material wie z. B. CoWP realisieren. Um die Oxidation dieser Schicht zu verhindern wäre wie gehabt der Auftrag einer geeigneten Oxidationsbarriere notwendig.

Aufgrund der hohen Temperatur während der Stressung sinkt der elektrische Widerstand der Cu-Leitbahn während der Anfangsphase einer Messung (siehe Tabelle 3). Dieser Einfluss lässt sich durch einen vorhergehenden Temperschnitt bei Testbedingungen unter Formiergasatmosphäre verhindern.

## 4.4 Untersuchungen an der Schlitz-Struktur

### 4.4.1 Bestimmung des Flächenwiderstands $\bar{R}_F$

Für die Bestimmung der Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit gemäß Abschnitt 3.1.5 aus den Messdaten wird der Flächenwiderstand  $\bar{R}_F = \rho/A$  benötigt. Er kann nach Gleichung 14 aus dem Anstieg der gemessenen Daten für  $R = f(l_{\text{Schlitz}})$  bestimmt werden. Für die Testtemperatur von  $T_{\text{Chuck}} = 200^\circ\text{C}$  ergeben sich dabei die in Tabelle 5 dargestellte Werte.

**Tabelle 5:** gemessene mittlere Flächenwiderstände  $\bar{R}_F$  bei  $T = 200^\circ\text{C}$  und Standardabweichungen  $\sigma$  (10 Messungen) mit Angabe der Abweichungen nach Student-t-Verteilung bei einem Vertrauensintervall von 95 %  $UG$  (Ungenauigkeit) bei der  $\alpha$ -Ta-Barriere; ansonsten sind Einzelmessungen angegeben

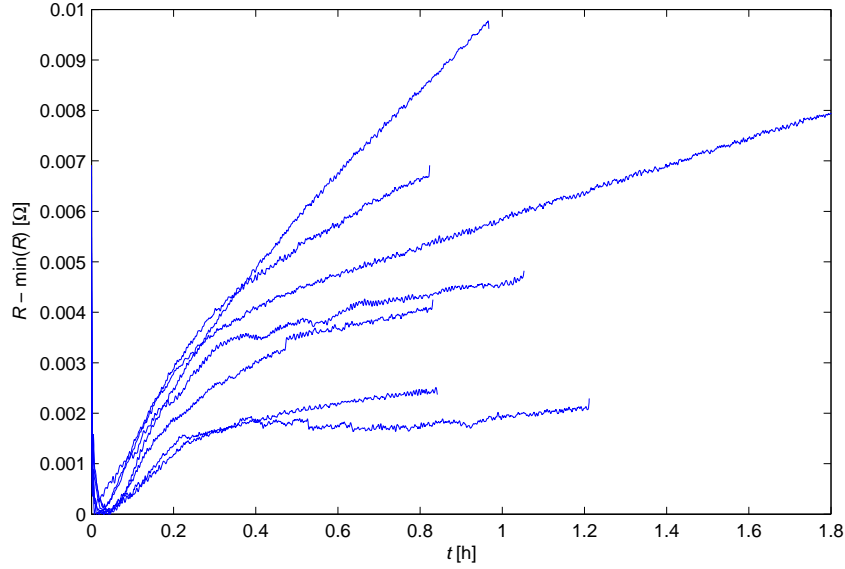
Barrierenmaterial	$T_{\text{Chuck}}$	$\bar{R}_F/\Omega/\text{cm}$	$\sigma/\Omega/\text{cm}$	$UG \approx 2,228 \cdot \sigma/\Omega/\text{cm}$
30 nm $\alpha$ -Ta auf 25 nm TaN	$200^\circ\text{C}$	1629	86	$2,228 \cdot 86 = 192$
20 nm Ru auf 25 nm TaN	$200^\circ\text{C}$	107		

### 4.4.2 Bestimmung der Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit

#### Messungen an der $\alpha$ -Ta/TaN-Barriere

Um die Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit zu ermitteln, wurden 10 Messungen an der  $5\text{ }\mu\text{m}$  langen Schlitzstruktur durchgeführt. Verwendet wurde eine Stromstärke von 400 mA.

Wie in Abbildung 18 zu sehen ist, lassen sich zwei verschiedene lineare Anstiege aus den  $R$ - $t$ -Kurvenverläufen ermitteln. Ein initialer Anstieg zu Beginn, sowie einen Anstieg nach ei-



**Abbildung 18:**  $R$ - $t$ -Kurvenverläufe von 7 Messungen bei der  $\alpha$ -Ta / TaN-Barriere; zum besseren Vergleich wurde der geringste gemessene Widerstand jeweils abgezogen; Messungen erfolgten bei  $T = 200^\circ\text{C}$

ner Zeit von etwa einer halben Stunde. Dabei ergibt sich folgende Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit (Mittelwert  $\pm$  Standardabweichung) zu Beginn der Messungen  $v_{\text{initial}}$ :

$$v_{\text{initial}} = 80 \pm 25 \text{ nm/h} \quad (19)$$

Und nach einer halben Stunde Laufzeit bis zum Ende der Messungen ergibt sich die Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit  $v_{1/2\text{h}}$ :

$$v_{1/2\text{h}} = 18 \pm 15 \text{ nm/h} \quad (20)$$

### Messungen an der Ru/TaN-Barriere

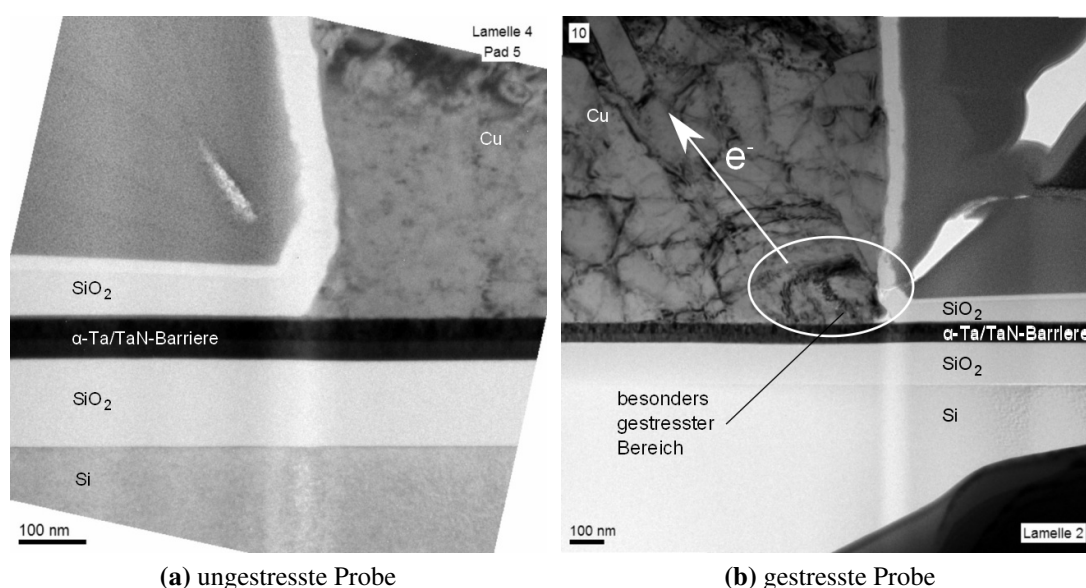
Bei Proben mit einer 20 nm Ru auf 25 nm TaN Barriere und 50 nm  $\text{Ta}_2\text{O}_5$  wurden zwei Einzelmessungen an dem 5  $\mu\text{m}$  und dem 10  $\mu\text{m}$  langen Schlitzten durchgeführt. Verwendet wurde eine Stresstemperatur des Chucks von  $T_{\text{Chuck}} = 300^\circ\text{C}$  und ein Stressstrom von 400 mA. In Tabelle 6 sind die ermittelten Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeiten  $v$  bei diesen Messungen an Ru-Proben dargestellt.

**Tabelle 6:** Messwerte an Ru Proben

Kanallänge $l/\mu\text{m}$	$\frac{\Delta R}{\Delta t}/\frac{\text{m}\Omega}{\text{h}}$	$v/\frac{\text{nm}}{\text{h}}$
5	42	389
10	60	563

#### 4.4.3 Optische Probenauswertung mittels TEM und FIB-Schnitt

In Abbildung 19 sind TEM-Aufnahmen von Schlitzstrukturen dargestellt. Der Bildausschnitt enthält den durch hohe Stromstärken besonders stark gestressten Cu-Bereich (siehe Abbildung 8). Verglichen wird mit einer ungestressten Vergleichsprobe.



**Abbildung 19:** FIB-Schnitt der Schlitzstruktur ( $\alpha$ -Ta auf TaN) einer ungestressten und einer mit 500 mA bei 230 °C 2 h lang gestressten 5  $\mu\text{m}$  Probe; Abbildungsaufnahmen hergestellt im CCA (Center for Complex Analysis, Abteilung MALab, Auftraggeber: Engelmann, Hans-Jürgen)

In Abbildung 19b ist im besonders gestressten Cu-Bereich eine deutliche Strukturveränderung gegenüber dem umliegenden Material zu erkennen. Dem gegenüber ist das Cu der ungestressten Probe homogen. Vermutlich liegt in dieser Strukturveränderung und den damit verbundenen geänderten Grenzflächeneigenschaften der Grund für die gemessene Widerstandsänderung. Eine tatsächliche void-Bildung und damit Elektromigration im Bereich der höchsten Stromstärke lässt sich nicht feststellen.

Wie man in Abbildung 19 erkennen kann, bilden sich an der Grenzfläche Barriere Kupfer keine

voids. Dies hat zur Folge, dass der Parameter der in Abschnitt 3.1.5 definierten Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit nur begrenzt sinnvoll als Vergleichsparameter zwischen verschiedenen Barrieren einsetzbar ist, da sich der Widerstand aufgrund einer Strukturveränderung und nicht aufgrund von void-Bildung vergrößert.

#### **4.4.4 Vergleich von Ta mit Ru und $\text{Ru}_{0,95}\text{Mn}_{0,05}$**

Bei den gleichen Versuchsbedingungen, die bei Ta-Proben benutzt wurden ( $T = 200^\circ\text{C}$ ,  $I = 454\text{ mA}$ , Stickstofffluss von 150 Sktl.), konnte weder bei Ru-Proben noch bei  $\text{Ru}_{0,95}\text{Mn}_{0,05}$ -Proben eine Widerstandsänderung gemessen werden.

Die verwendete Stromstärke wurde gegenüber Ta-Proben erhöht, um die kritische Stromstärke konstant zu halten. Der Wert wurde über eine Stromdichtesimulation grob abgeschätzt.

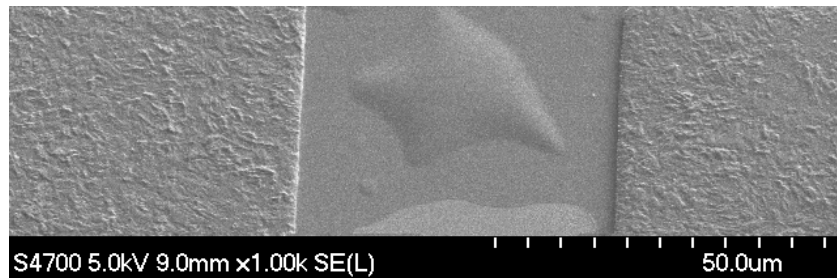
Allerdings führt der geringere Widerstand von Ru auch zu einer geringeren Eigenerwärmung, was zur Folge hat, dass Migrationserscheinungen aufgrund einer geringeren Temperatur abgeschwächt auftreten. Da aber bis zur verwendeten Stromstärke ein linearer Widerstands-Stromstärke-Zusammenhang besteht und die messbaren Unterschiede bei den EM-Tests zwischen Ru und Ta groß sind, erscheint folgende Schlussfolgerung schlüssig:

Ru und  $\text{Ru}_{0,95}\text{Mn}_{0,05}$  sind als Diffusionsbarrieren zur Verhinderung von Elektromigration besser geeignet als  $\alpha$ -Ta.

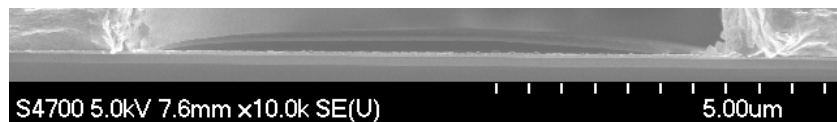
#### **4.4.5 Probleme beim Messaufbau und mögliche Lösungen**

##### **Exakte Temperaturbestimmung**

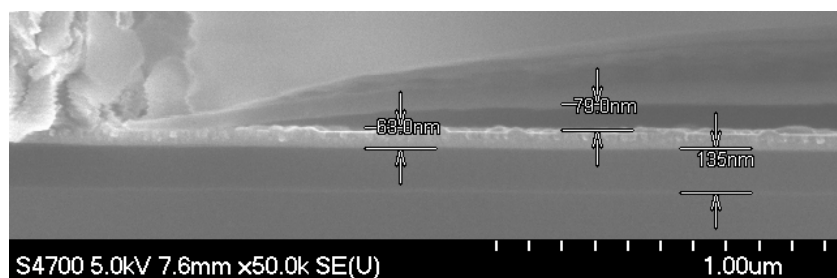
Ein Problem des Messaufbaus besteht darin, die exakte Temperatur an der Oberfläche des Chips nicht bestimmen zu können. Sie unterscheidet sich von der Chucktemperatur, da der Chip von der  $\text{N}_2$ -Spülung aktiv gekühlt wird. Eine mögliche Lösung wäre es, eine weitere Leiterbahn mit bekannter  $R$ - $T$ -Charakteristik elektrisch zu vermessen und als Widerstandsthermometer zu verwenden.



(a) Draufsicht



(b) gesamte Schnittansicht



(c) Ausschnitt der Schnittansicht

**Abbildung 20:** Mikroskopansicht von Delaminationen von  $\text{SiO}_2$  auf  $\text{Ru}_{0,97}\text{Mn}_{0,03}$  (Abbildung 20a) und Ru (Abbildung 20b & Abbildung 20c)

### Delaminationsproblem bei Ru & Ru-basierten Proben

Verwendet man bei Ru & Ru-basierten Proben als Passivierungsschicht  $\text{SiO}_2$ , kommt es zu Delamination des  $\text{SiO}_2$ , wie in Abbildung 20 dargestellt ist. Dies führt während der EM-Tests zu einem neuem bevorzugten Cu-Migrationspfad entlang der Bruchkanten der Delamination. Da dieser Effekt unerwünscht ist, wird die Benutzung von  $\text{SiO}_2$  als Passivierungsschicht unbrauchbar. Gewünschte Resultate brachte stattdessen eine Passivierungsschicht von 50 nm  $\text{Ta}_2\text{O}_5$ .

Eine weitere denkbare Möglichkeit wäre, den Versuch in einer Vakuumanlage zu wiederholen. Bei einem solchen Versuchsaufbau könnte man auf die Stickstoffspülung verzichten. Es wäre allerdings kritisch auf den kritischen Migrationspfad evtl. entlang der Oberfläche und auf Oxidbildung durch Verunreinigungen von vorherigen Prozessen zu achten.

## **Bestimmung eines elektrischen Charakterisierungsparameters zum Vergleich verschiedener Barrierenschichtsystemen**

Ein weiteres Problem von EM-Tests an der Schlitzstruktur liegt darin, einen sinnvollen elektrisch messbaren Charakterisierungsparameter zum Vergleich von verschiedenen Barrieren zu finden. Prinzipiell ist die optische Auswertung mittels FIB-Schnitt und TEM-Aufnahme möglich. Dies ist allerdings sehr aufwendig und daher wenig praktikabel. Der Parameter der Schlitzlängenänderungsgeschwindigkeit bietet im Falle von kontinuierlicher void Bildung aufgrund von Elektromigration einen sinnvollen Vergleichsparameter. Dies kam allerdings nicht vor. Der Anstieg des Widerstands-Zeit-Diagramms  $\Delta R/\Delta t$  ist ebenfalls kein sinnvoller Vergleichsparameter zwischen unterschiedlichen Barrierenmaterialien, da die Widerstandsänderung von den entsprechenden Materialspezifischen Grenzflächeneigenschaften und der Leitfähigkeit des Barrierenmaterials abhängt. Er eignet sich allerdings zur Charakterisierung der EM-Verträglichkeit ein und des selben Materials an Baugleichen Strukturen.

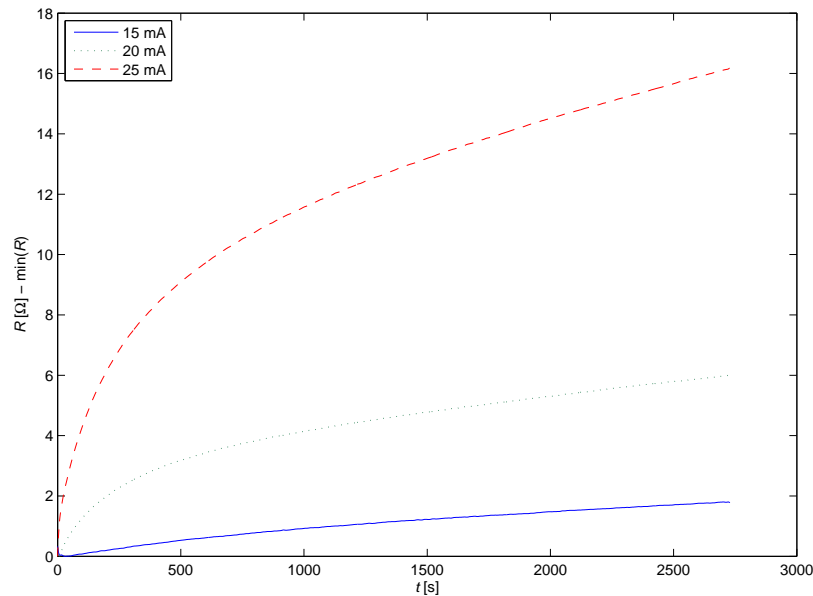
### **mangelnder Elektromigrationsnachweis**

Wie aus Abschnitt 4.4.3 hervorgeht, ließ sich trotz signifikant gemessener Widerstandsänderung, welche zu sichtbarer Materialwanderung führen müsste, aus den TEM-Aufnahmen (Abbildung 19) keine Elektromigration nachweisen. Dies bedeutet, dass die gemessene Widerstandsänderung einen anderen Grund haben muss. Spekulativ sind folgende Gründe denkbar: Die Strukturänderung im Kupfer führt zur Widerstandsänderung. Dies ist allerdings unwahrscheinlich, da der geringe spezifische Widerstand in jeder Konfiguration des Kupfers zu einem deutlich geringeren elektrischen Widerstand des Kupfers gegenüber dem Widerstand der Diffusionsbarriere führt. Weiterhin wäre denkbar, dass sich die Diffusionsbarriere ebenfalls strukturell ändert.  $\beta$ -Ta besitzt einen niedrigeren elektrischen Leitwert als  $\alpha$ -Ta, was eventuell zur Widerstandsänderung führen könnten. Auch eine Änderung der Kontakteigenschaften zwischen Diffusionsbarriere und Kupfer wäre denkbar für den Widerstandsanstieg.

## **4.5 Untersuchungen an der Blechstruktur**

### **4.5.1 Untersuchungen bei verschiedenen Stromdichten**

Gemessen wurden die Widerstands-Zeit Kurve jeweils bei konstanter Stromstärke und konstanter Chucktemperatur mithilfe der Vierspitzenmethode. In Abbildung 21 ist der prinzi-



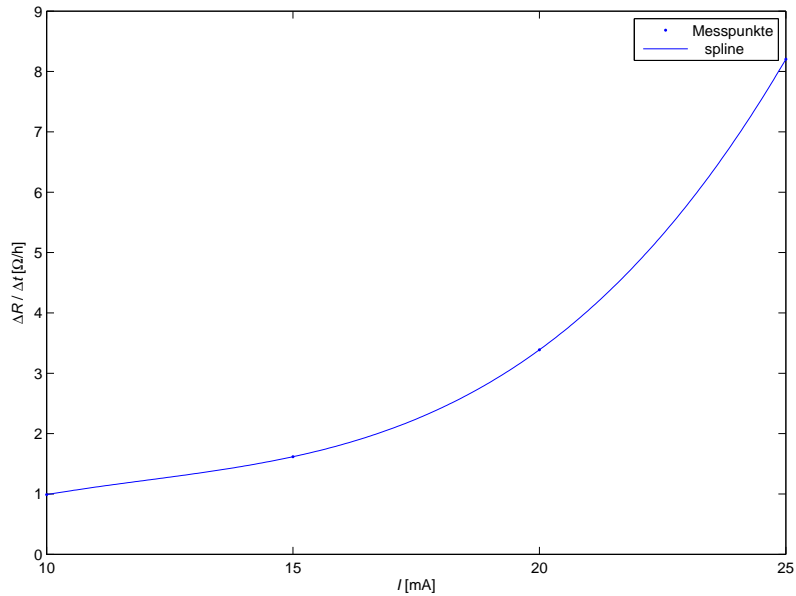
**Abbildung 21:** Widerstands-Zeit-Verlauf bei Blechstrukturtests auf den niedrigsten Widerstand normiert

pielle Widerstands-Zeit-Verlauf zu sehen bei Strömen von 10, 15 & 20 mA (Stromdichten in der Diffusionsbarriere von ca. 11,1; 16,7 & 22,2  $\text{MA}/\text{cm}^2$ ). Zu Beginn ist der Widerstandszeitanstieg stets höher als nach längerer Zeit. Mit erhöhter Stromdichte nimmt auch der Widerstandsanstieg weiter zu. Gemessen wurde hierbei immer bei einer Chucktemperatur von  $T_{\text{Chuck}}=180^\circ\text{C}$ . Der minimal gemessene elektrische Widerstand beträgt bei den verwendeten Strukturen ca. 100  $\Omega$ .

Abbildung 22 zeigt die Anstiege bei verschiedenen Stromdichten nach einer  $\frac{3}{4}\text{h}$ . Dabei ist ein deutlicher nichtlinearer Zusammenhang zu erkennen.

Erhöht man die Stromstärke (Stromdichte in der Diffusionsbarriere) weiter auf 30 oder 35 mA (33,3 oder 38,9  $\text{MA}/\text{cm}^2$ ) so konnte nach kurzer Zeit (ca.  $\frac{1}{4}\text{h}$ ) eine Widerstandsabnahme beobachtet werden. Unter dem Mikroskop betrachtet waren bei der entsprechend gestressten Probe im Schlitzbereich Kupferrückstände zu erkennen. Diese Kupferrückstände verringern aufgrund des besseren elektrischen Leitwertes von Kupfer gegenüber  $\alpha$ -Ta den gemessenen elektrischen Widerstand.

Diese Beobachtung legt den Schluss der Migration von Kupfer in den Bereich des Schlitzes nahe. Der Grund hierfür liegt wahrscheinlich in der geringen Elektromigrationsstabilität der Grenzschicht Kupfer-SiO<sub>2</sub> (Deckschichtpassivierung). Elektromigration entlang dieser



**Abbildung 22:** Anstiege  $\Delta R / \Delta t$  bei verschiedenen Strömen nach einer  $\frac{3}{4}$ h

Grenzschicht würde den gemessenen Widerstands-Zeit-Verlauf erklären. Zu Beginn verdichtet sich lediglich das Kupfer, bis es nicht weiter verdichtet werden kann. Es wandert weiter in den Schlitz und der anfangs noch steigende Widerstand sinkt.

#### 4.5.2 Untersuchung bei verschiedenen Temperaturen

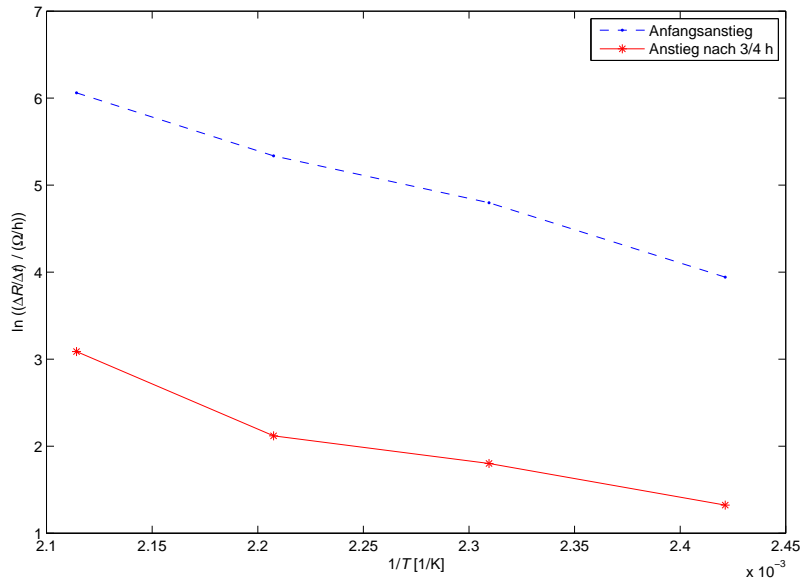
Um das Temperaturverhalten des Tests bestimmen zu können und Aktivierungsenergien ermitteln zu können, wurden Untersuchungen bei konstanter Stromstärke von  $I = 25 \text{ mA}$ , aber unterschiedlichen Temperaturen (140, 160, 180 & 200 °C), durchgeführt. In Abbildung 23 sind die Anstiege aus dem Widerstand-Zeit-Diagramm zu Beginn der Messung und nach einer  $\frac{3}{4}$  h in einem Arrheniusplot dargestellt.

Die Auswertung über eine lineare Regression des Arrheniusplots ergibt für die Anfangsanstiege der Widerstand-Zeit-Kurve eine Aktivierungsenergie von

$$E_{A,\text{Start}} \approx 0,58 \text{ eV}$$

für die Anstiege der Widerstand-Zeit-Kurve nach einer  $\frac{3}{4}$  h beträgt die ermittelte Aktivierungsenergie:





**Abbildung 23:** Anstiege  $\Delta R/\Delta t$  bei verschiedenen Temperaturen zu Beginn und nach einer 3/4h

$$E_{A,3/4h} \approx 0,46 \text{ eV}.$$

Vergleicht man dies mit den ermittelten Aktivierungsenergien heterogener Grenzflächen aus der Literatur (siehe Tabelle 1), so entspricht das den Aktivierungsenergien von schlecht elektromigrationsbeständigen Grenzflächen wie beispielsweise  $\text{SiO}_2$ . Das legt den Schluss nahe, dass nicht die Grenzfläche Diffusionsbarriere-Kupfer, sondern die Grenzfläche Deckschicht-Kupfer verantwortlich ist.

#### 4.5.3 Probleme bei den Messungen und mögliche Lösungen

Aufgrund der starken Ähnlichkeit zur Schlitzstruktur ähneln sich auch die Probleme bei den Messungen. Um Elektromigration an der Grenzfläche Kupfer-Deckschichtpassivierung ( $\text{SiO}_2$ ) zu verhindern, wäre es ratsam eine elektromigrationsstärkere Barriere zu benutzen, wie beispielsweise CoWP (siehe Tabelle 2).

Bei hohen Stromdichten erwärmen sich die Teststrukturen zusätzlich stark aufgrund von joulescher Wärme. Da aufgrund dieses Vorgangs die Temperatur der Teststruktur schwer zu bestimmen ist, sollte man dies so gut wie möglich vermeiden. Dies zu erreichen wäre durch die

Verwendung einer dickeren Diffusionsbarrierschicht möglich. Ebenso könnte man dünnere Schlitzbreiten und kleinere Strukturweiten benutzen, um bei gleichen Stromdichten eine kleinere elektrische Leistung  $P = I^2 \cdot R$  zu erhalten und damit weniger Wärme in der Struktur selbst zu erzeugen.

Wie auch bei der Schlitzstruktur stellt sich die Frage, ob mit der Widerstandsänderungsmessung tatsächlich Elektromigration nachgewiesen werden kann. Bei hohen Stromdichten kam es zu Materialwanderung in die Schlitz hinein. Woher der Widerstandsanstieg bei etwas geringeren Stromdichten kommt, ist noch nicht geklärt.

## 5 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit konnte anhand von Schlitzstrukturtests gezeigt werden, dass bei Verwendung von Ruthenium gegenüber  $\alpha$ -Ta als Diffusionsbarriere zu Kupfer bei starker elektrischer und thermischer Beanspruchung ein sehr viel geringerer Widerstandsanstieg zu verzeichnen ist. Durch Elektromigration entstehende voids konnten dabei nicht nachgewiesen werden. Der hauptsächliche Grund des Widerstandsanstiegs muss noch geklärt werden.

Um den gleichen Schichtaufbau (gleiche Teststruktur, gleiche Materialien und Schichtdicken) zum Beispiel zwischen Randchips und mittig platzierten Chips zu vergleichen, eignen sich die elektrische Auswertung der Schlitz- und Blechstrukturtests. Möchte man allerdings verschiedene Materialaufbauten miteinander vergleichen, welche sich in ihrem Elektromigrationsverhalten nur geringfügig unterscheiden, ergeben sich Probleme bei der eindeutigen Bestimmung des besser geeigneten Materials durch elektrische Testauswertung. Bei sämtlichen Kupfer-Elektromigrationstests ist besonders auf die Oberflächenpassivierung der Teststrukturen zu achten.

Mithilfe eines FIB-Schnitts und einer TEM-Aufnahme lässt sich tatsächliche Migration sicher nachweisen. Sollte es möglich sein einen Zusammenhang zwischen sicher nachgewiesener Elektromigration und den elektrischen Messsignalen herzustellen, würden sich schnell messbare Elektromigrationstests durchführen lassen. Ansonsten ist es erforderlich auf statistisch auszuwertende und länger andauernde Tests, wie beispielsweise den NIST-Struktur-Test mit elektromigrationsbeständiger Oberflächenpassivierung, zurückzugreifen.

## 6 Literaturverzeichnis

- [BCRH06] BARMAK, K. ; CABRAL, C. ; RODBELL, K. P. ; HARPER, J. M. E.: On the use of alloying elements for Cu interconnect applications. In: *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures* 24 (2006), Nr. 6, S. 2485–2498. <http://dx.doi.org/10.1116/1.2357744>. – DOI 10.1116/1.2357744
- [Ber72] BERGER, H.H.: Models for contacts to planar devices. In: *Solid-State Electronics* 15 (1972), Nr. 2, 145 - 158. [http://dx.doi.org/10.1016/0038-1101\(72\)90048-2](http://dx.doi.org/10.1016/0038-1101(72)90048-2). – DOI 10.1016/0038-1101(72)90048-2. – ISSN 0038-1101
- [Bla69] BLACK, J.R.: Electromigration -A brief survey and some recent results. In: *Electron Devices, IEEE Transactions on* 16 (1969), apr, Nr. 4, S. 338 – 347. <http://dx.doi.org/10.1109/T-ED.1969.16754>. – DOI 10.1109/T-ED.1969.16754. – ISSN 0018-9383
- [Ble76] BLECH, I. A.: Electromigration in thin aluminum films on titanium nitride. In: *Journal of Applied Physics* 47 (1976), Nr. 4, S. 1203–1208. <http://dx.doi.org/10.1063/1.322842>. – DOI 10.1063/1.322842
- [Ble77] BLECH, I. A.: Erratum: Electromigration in thin aluminum films on titanium nitride. In: *Journal of Applied Physics* 48 (1977), Nr. 6. <http://dx.doi.org/10.1063/1.324308>. – DOI 10.1063/1.324308
- [Boh95] BOHR, M. T.: Interconnect scaling-the real limiter to high performance ULSI. In: *Proc. Int. Electron Devices Meeting*, 1995, S. 241–244
- [CAP03] CHYAN, Oliver ; ARUNAGIRI, Tiruchirapalli N. ; PONNUSWAMY, Thomas: Electrodeposition of Copper Thin Film on Ruthenium. In: *Journal of The Electrochemical Society* 150 (2003), Nr. 5, C347-C350. <http://dx.doi.org/10.1149/1.1565138>. – DOI 10.1149/1.1565138
- [HGLH03] HU, C.-K. ; GIGNAC, L. ; LINIGER, E. ; HERBST, B.: Comparison of Cu electromigration lifetime in Cu interconnects coated with various caps. In: *Applied Physics Letters* 83/5 (2003), 3. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1596375>. – DOI 10.1063/1.1596375

- [HNW03] HAYASHI, Masashi ; NAKANO, Shinji ; WADA, Tetsuaki: Dependence of copper interconnect electromigration phenomenon on barrier metal materials. In: *Microelectronics Reliability* 43 (2003), Nr. 9-11, 1545 - 1550. [http://dx.doi.org/10.1016/S0026-2714\(03\)00273-7](http://dx.doi.org/10.1016/S0026-2714(03)00273-7). – DOI 10.1016/S0026-2714(03)00273-7. – ISSN 0026-2714. – <ce:title>14th European Symposium on Reliability of Electron Devices, Failure Physics and Analysis</ce:title>
- [KBB<sup>+</sup>93] KISSELGOF, Larisa ; BARANOWSKI, S. P. ; BROOMFIELD, Mike C. ; SPOONER, T. ; ELLIOTT, L. ; BROOKE, L. ; LLOYD, James R.: Thermally induced stresses and electromigration failure, SPIE, 1993, 154-163
- [Kim06] KIM, Jee Y.: *Investigation on the mechanism of interface electromigration(EM) in copper(Cu) thin films*, The University of Texas at Arlington, Diss., 2006. <http://hdl.handle.net/10106/299>
- [LHT95] LEE, K. L. ; HU, C. K. ; TU, K. N.: In situ scanning electron microscope comparison studies on electromigration of Cu and Cu(Sn) alloys for advanced chip interconnects. In: *Journal of Applied Physics* 78 (1995), Nr. 7, S. 4428–4437. <http://dx.doi.org/10.1063/1.359851>. – DOI 10.1063/1.359851
- [LJ02] LIENIG, Jens ; JERKE, Göran: Elektromigration – Eine neue Herausforderung beim Entwurf elektronischer Baugruppen. In: *Mechatronik F&M Magazin*, C. Hanser Verlag, München (2002), Oktober, 36–39. [http://www.tu-dresden.de/etifwt/wwwroot/mitarbeiter/lienig/fm\\_part1.pdf](http://www.tu-dresden.de/etifwt/wwwroot/mitarbeiter/lienig/fm_part1.pdf)
- [LLL03] LANE, M. W. ; LINIGER, E. G. ; LLOYD, J. R.: Relationship between interfacial adhesion and electromigration in Cu metallization. In: *J. Appl. Phys.* 93 (2003), S. 61–68. <http://dx.doi.org/doi:10.1063/1.1532942>. – DOI doi:10.1063/1.1532942
- [Llo99a] LLOYD, J. R.: Electromigration in integrated circuit conductors. In: *Applied Physics Letters* 32 (1999), 109–118. [http://iopscience.iop.org/0022-3727/32/17/201/pdf/0022-3727\\_32\\_17\\_201.pdf](http://iopscience.iop.org/0022-3727/32/17/201/pdf/0022-3727_32_17_201.pdf)
- [Llo99b] LLOYD, J.R.: Electromigration and mechanical stress. In: *Microelectronic Engineering* 49 (1999), Nr. 1-2, 51 - 64. [http://dx.doi.org/10.1016/S0167-9317\(99\)00429-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0167-9317(99)00429-3). – DOI 10.1016/S0167-9317(99)00429-3. – ISSN 0167-9317. – Reliability in VLSI Circuits: Operation, Manufacturing and Design

- [PHF<sup>+</sup>00] PROOST, J. ; HIRATO, T. ; FURUHARA, T. ; MAEX, K. ; CELIS, J.-P.: Microtexture and electromigration-induced drift in electroplated damascene Cu. In: *Journal of Applied Physics* 87 (2000), Nr. 6, S. 2792–2802. <http://dx.doi.org/10.1063/1.372258>. – DOI 10.1063/1.372258
- [SKK<sup>+</sup>01] SEKIGUCHI, A. ; KOIKEA, J. ; KAMIYA, S. ; SAKA, M. ; MARUYAMA, K.: Void formation by thermal stress concentration at twin interfaces in Cu thin films. In: *Applied Physics Letters* 79 (2001). <http://dx.doi.org/10.1063/1.1399021>. – DOI 10.1063/1.1399021
- [SNCF91] SCORZONI, Andrea ; NERI, Bruno ; CAPRILE, Candida ; FANTINI, Fausto: Electromigration in thin-film interconnection lines: models, methods and results. In: *Materials Science Reports* 7 (1991), Nr. 4-5, 143 - 220. [http://dx.doi.org/10.1016/0920-2307\(91\)90005-8](http://dx.doi.org/10.1016/0920-2307(91)90005-8). – DOI 10.1016/0920-2307(91)90005-8. – ISSN 0920-2307
- [Sor85] SORBELLO, Richard S.: Theory of the direct force in electromigration. In: *Phys. Rev. B* 31 (1985), Jan, 798–804. <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevB.31.798>. – DOI 10.1103/PhysRevB.31.798
- [STWS95] SCHMITT-THOMAS, Kh. G. ; WEGE, S. ; SCHWEIGART, H.: Elektrochemische Migration - eine typische Korrosionserscheinung in der Mikroelektronik. In: *Materials and Corrosion* 46 (1995), 366-369. <http://dx.doi.org/10.1002/maco.19950460604>. – DOI 10.1002/maco.19950460604
- [SVT<sup>+</sup>05] SHAO, Wei ; VAIRAGAR, A.V. ; TUNG, Chih-Hang ; XIE, Ze-Liang ; KRISHNA-MOORTHY, Ahila ; MHAISALKAR, S.G.: Electromigration in copper damascene interconnects: reservoir effects and failure analysis. In: *Surface and Coatings Technology* 198 (2005), Nr. 1-3, 257 - 261. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.10.090>. – DOI 10.1016/j.surfcoat.2004.10.090. – ISSN 0257-8972
- [TR06] TAN, Cher M. ; ROY, Arijit: Investigation of the effect of temperature and stress gradients on accelerated EM test for Cu narrow interconnects. In: *Thin Solid Films* 504 (2006), Nr. 1-2, 288 - 293. <http://dx.doi.org/10.1016/j.tsf.2005.09.101>. – DOI 10.1016/j.tsf.2005.09.101. – ISSN 0040-6090
- [WBM04] WANG, H. ; BRUYNSERAEDE, C. ; MAEX, K.: Impact of current crowding on electromigration-induced mass transport. In: *Applied Physics Letters* 84

- (2004), Nr. 4, S. 517–519. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1644048>. – DOI 10.1063/1.1644048
- [WE84] WOODS, M.H. ; EUZENT, B.L.: Reliability in MOS integrated circuits. In: *Electron Devices Meeting, 1984 International* Bd. 30, 1984, 50 - 55
- [YT07] YOKOGAWA, Shinji ; TSUCHIYA, Hideaki: Effects of Al doping on the electromigration performance of damascene Cu interconnects. In: *Journal of Applied Physics* (2007). <http://dx.doi.org/10.1063/1.2405739>. – DOI 10.1063/1.2405739
- [ZZI<sup>+</sup>10] ZHANG, L. ; ZHOU, J.P. ; IM, J. ; HO, P.S. ; AUBEL, O. ; HENNESTHAL, C. ; ZSCHECH, E.: Effects of cap layer and grain structure on electromigration reliability of Cu/low-k interconnects for 45 nm technology node. In: *Reliability Physics Symposium (IRPS), 2010 IEEE International*, 2010. – ISSN 1541–7026, S. 581 –585

## **Eidesstattliche Erklärung**

Hiermit versichere ich, dass ich die vorliegende Arbeit ohne unzulässige Hilfe Dritter und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe; die aus fremden Quellen direkt oder indirekt übernommenen Gedanken sind als solche kenntlich gemacht. Bei der Auswahl und Auswertung des Materials sowie bei der Herstellung des Manuskripts habe ich Unterstützungsleistungen von folgenden Personen erhalten:

Dipl.-Ing. Christoph Kubasch

Weitere Personen waren an der geistigen Herstellung der vorliegenden Arbeit nicht beteiligt. Mir ist bekannt, dass die Nichteinhaltung dieser Erklärung zum nachträglichen Entzug des Diplomabschlusses führen kann.

Dresden, den

Tillmann Walther